

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ**

**RAFAEL JOSÉ NOWACKI GOMES**

**EFEITO DA TEMPERATURA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE LIGAS  
A BASE DE COBALTO.**

**Curitiba  
2012**

**RAFAEL JOSÉ NOWACKI GOMES**

**EFEITO DA TEMPERATURA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE LIGAS  
A BASE DE COBALTO.**

**Dissertação apresentada como requisito à  
obtenção de grau de Mestre. Área de  
concentração: Engenharia e Ciência dos  
Materiais, Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia e Ciência dos Materiais - PIPE.  
Setor de Tecnologia, Universidade Federal  
do Paraná.**

**Orientador: Prof. Dr<sup>a</sup>. Ana Sofia Clímaco  
Monteiro D'Oliveira.**

**Curitiba  
2012**

---

G633e

Gomes, Rafael José Nowacki

Efeito da temperatura na resistência ao desgaste de ligas a base de cobalto/ Rafael José Nowacki Gomes. – Curitiba, 2012.  
82 f. : il. color. ; 30 cm.

Dissertação - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia,  
Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais - PIPE,  
2012.

Orientador: Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira .  
Bibliografia: p. 77-82.

1. Desgaste mecânico. 2. Cobalto. 3. Fusão por arco de plasma. I.  
Universidade Federal do Paraná. II.D'Oliveira, Ana Sofia Clímaco Monteiro.  
III. Título.

CDD: 669.733

---




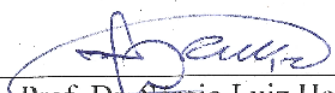
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais- PIPE  
Setor de Tecnologia

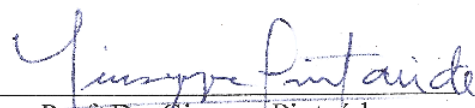
### RELATÓRIO DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO


Aos vinte e UM dias do mês de setembro de 2012, no Sala PE 04 - no Centro Politécnico - UFPR, foi instalada pelo Prof. Dr. Dante Homero Mosca Jr., coordenador do PIPE – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, a Banca Examinadora para a ducentésima décima sétima defesa de dissertação de mestrado na área de concentração: Engenharia e Ciência dos Materiais. Estiveram presentes no ato, além do coordenador do Curso de Pós-Graduação, professores, alunos e visitantes. A Banca Examinadora, atendendo a determinação do colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências dos Materiais, foi constituída pelos professores doutores: Ana Sofia C. M. D'Oliveira (UFPR), Sérgio Luiz Henke (UFPR), Cláudia E. Bruno Marino (UFPR), Giuseppe Pintaúde (UFPR). Às 14:00 horas, a banca iniciou os trabalhos, convidando o candidato **RAFAEL JOSÉ NOWACKI GOMES** a fazer a apresentação da dissertação de mestrado intitulada **“EFEITO DA TEMPERATURA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE LIGAS À BASE DE COBALTO”**. Encerrada a apresentação, iniciou-se a fase de arguição pelos membros participantes. Tendo em vista a dissertação e a arguição, a banca decidiu pela APROVAÇÃO do candidato, (de acordo com a determinação dos artigos 68 e 69 da resolução 65/09 de 09.11.2009).

Curitiba, 21 de setembro de 2012.

  
Prof.ª Dr.ª Ana Sofia C. M. D'Oliveira  
Orientador

  
Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke  
Examinador Convidado

  
Prof. Dr. Giuseppe Pintaúde  
Examinador

  
Prof.ª Dr.ª Cláudia E. Bruno Marino  
Examinador

*“O passado é história, o futuro é mistério, o agora é uma dádiva e é por isso  
que se chama presente”. Joan Rivers*

## **Agradecimentos**

- Ao PIPE – Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Federal do Paraná – UFPR;
- Ao PRH 24 – Programa de recursos humanos da ANP, pelos recursos financeiros e pela bolsa de mestrado;
- À minha orientadora Prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira pela oportunidade de crescimento, pela confiança, compreensão e pelas discussões e orientações.
- Ao Prof<sup>o</sup>. Dr<sup>o</sup> Sérgio L. Henke pela amizade, apoio e pelas discussões muito valiosas;
- Aos colegas do laboratório, amigos e técnicos da universidade pelo apoio direto ou indireto que muito contribuíram para realização deste trabalho.
- À minha família sempre compreensiva e presente;
- A Deus, pela saúde, inteligência e por este ciclo de evolução e crescimento;

## RESUMO

Equipamentos industriais expostos a altas temperaturas sofrem intensa degradação e deterioração por processos sinérgicos de desgaste e oxidação acarretando queda de rendimento funcional e falha prematura. A aplicação de revestimentos pelo processo de deposição por Plasma por Arco Transferido (PTA) representa uma alternativa para extensão da vida em serviço destes equipamentos em função da alta qualidade, baixa diluição, boa ligação metalúrgica e distorção controlada dos revestimentos obtidos. Superligas de Cobalto são aplicáveis em serviços em alta temperatura onde a resistência ao desgaste é requerida. Entretanto são escassos os estudos na previsão do comportamento ao desgaste com a temperatura destes materiais. Dessa forma este estudo visa avaliar comparativamente a resistência ao desgaste em altas temperaturas das superligas comerciais à base de Cobalto *Stellite 1* e *Stellite 6* processadas pelo processo PTA, ambas da família (Co-Cr-W-C) e buscar uma possível correlação das propriedades dureza e módulo (E/H) com o desgaste em altas temperaturas para os materiais testados. Os ensaios de desgaste foram realizados isotermicamente nas temperaturas ambiente (TA), 450°C, 600°C, 750°C na condição esfera contra disco em um tribômetro de alta temperatura da marca CSM. As amostras foram caracterizadas mecanicamente quanto à microdureza e módulo de elasticidade e as superfícies desgastadas foram analisadas via microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia laser confocal, espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e difratometria de raio-x (DRX). Resultados demonstraram que as maiores taxas de desgaste ocorreram a 450°C para ambos os revestimentos e uma transição de regime severo brando foi observado a partir de 600°C. Maiores relações E/H para *Stellite 6* repercutiram em menores taxas de desgaste, mas uma correlação com a temperatura não foi possível.

**Palavras-Chave:** Desgaste em Alta Temperatura, Ligas a Base de Cobalto, P.T.A., Desgaste Oxidativo, *Stellite*

## ABSTRACT

Industrial equipments exposed at high temperatures suffer rapid degradation and deterioration due to the synergistic processes of wear and oxidation leading to loss of functional performance and to the premature failure. The application of the coating deposition by Plasma Transferred Arc process (PTA) is an alternative for extending the life of these equipment due to the good adhesion, high quality, low dilution, good metallurgical bonding and controlled distortion of the coatings obtained. Cobalt-based superalloys are applicable at high temperature service where wear resistance is required. However there are few studies in the literature to predict the wear behavior of these materials with temperature. Therefore, this study aims to comparatively evaluate the wear resistance at high temperature of two commercial Cobalt-based superalloys, *Stellite 1* and *Stellite 6* processed by PTA process, both the family (Co-Cr-W-C) and seek a possible correlation of the properties of hardness and elastic modulus ( $E / H$ ) with wear at high temperatures for both materials. Wear tests were performed isothermally at the temperatures of RT, 450 °C, 600 °C, 750 °C in the condition of ball-on-disk in a high-temperature tribometer brand CSM. The samples were characterized mechanically as the hardness and elastic modulus and the worn surfaces examined via optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), confocal laser microscopy, energy dispersive spectroscopy(EDS) and x-ray diffractometry (XRD). Results showed that the highest wear rates occurred at 450 °C for both coatings and a severe-mild regime transition was observed since 600° C. Largest ratio  $E / H$  for *Stellite 6* resulted in lower wear rates, but a correlation with temperature it was not possible.

**Keywords:** High temperature Wear, Cobalt-base alloys, P.T.A, Oxidative Wear, *Stellite*



## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição dos materiais utilizados. ....	25
Tabela 2.2- Parâmetros de deposição via processo PTA.....	27
Tabela 3.1 - Dimensões geométricas dos cordões como depositados para os revestimentos de <i>Stellite</i> 1 e <i>Stellite</i> 6 para as condições dos depósitos circulares e lineares.....	40
Tabela 3.2 – Valores de diluição calculados para os revestimentos.....	40
Tabela 3.3 - Dureza obtida para os revestimentos nas diferentes condições de processamento .....	45
Tabela 3.4 - Módulo de Elasticidade obtido para os revestimentos e minitarugos(coquilha).....	47
Tabela 3.5 - Valores médios das propriedades de dureza e módulo obtidos para os revestimentos e mini-tarugos.....	56
Tabela 3.6 - Razão Módulo / Dureza (E/H) dos revestimentos.....	64

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Contexto histórico e uso dos processos de soldagem. Adaptado de Marconi 2002.	4
Figura 1.2 - Esquema da tocha de Plasma. Adaptado de Marconi 2002 .....	6
Figura 1.3 – Método das áreas para o cálculo da diluição dos revestimentos. ....	7
Figura 1.4 - Diagrama pseudo-binário Co- $\alpha$ – M7C3 (Adaptado de Frenk & Kurz, 1993).....	13
Figura 1.5 - Representação Esquemática dos 4 principais mecanismos de desgaste. Adaptado de Zum, 1987 .....	14
Figura 1.6 - Desgaste a Dois e a Três corpos. Adaptado de Hutchings, 1992.....	15
Figura 1.7 – Formação e transferência de partículas pela ruptura das asperezas e aglomerações. Adaptado de Hutchings, 1992. ....	16
Figura 1.8 – Diagrama esquemático mostrando como a severidade da deformação plástica está distribuída ao longo do metal de superfície no contato sob condições de regime severo. Adaptado de Hutchings, 1992.....	17
Figura 1.9 – Modelo proposto por Tompson & Stobo (1974) para relacionar o efeito da carga e velocidade na intensidade do desgaste de aços no contato deslizante a seco e ao ar. Adaptado de Farias, 2004.....	20
Figura 1.10 - Interação entre as asperezas no contato no regime oxidativo a altas cargas e velocidades. Adaptado de Totten & Liang, 2004. ....	21
Figura 1.11 - Valores do coeficiente de desgaste como função do modo de desgaste e mecanismos, sem lubrificação. Adaptado de Hutchings, 1992. ....	24
Figura 2.1- Equipamento de PTA – Laboratório de Engenharia de Superfícies – UFPR.....	26
Figura 2.2 - Representação esquemática dos depósitos lineares. ....	27
Figura 2.3 - Sistema utilizado para deposição circular. ....	28
Figura 2.4 - Aspecto dos corpos de prova: a) como depositado e b) como usinado.....	29
Figura 2.5 - Representação do processamento em coquilha. ....	30
Figura 2.6 – Esquema da distribuição do perfil de impressões vickers para análise das propriedades de microdureza e módulo da secção transversal dos revestimentos. ....	32
Figura 2.7- Medições de dureza de topo realizadas nas superfícies dos discos de desgaste após os ensaios.....	33
Figura 2.8 - Esquema representativo dos elementos construtivos do tribômetro rotativo para alta temperatura .....	34
Figura 2.9 - Esquema representativo da medição da perda de volume das trilhas de desgaste por perfilometria.....	36
Figura 3.1 - Aspectos dos cordões como depositados dos revestimentos processados nas condições: a) <i>Stellite</i> 1-linear; b) <i>Stellite</i> 6-linear; c) <i>Stellite</i> 1-circular; d) <i>Stellite</i> 6-circular. ....	38
Figura 3.2 - Aspectos dos perfis via MO da secção transversal dos revestimentos processados nas condições: a) <i>Stellite</i> 1-linear; b) <i>Stellite</i> 1-circular; c) <i>Stellite</i> 6-linear; d) <i>Stellite</i> 6-circular. ....	39
Figura 3.3 - Aspectos microestruturais da região central da secção transversal dos revestimentos processados nas condições: a) <i>Stellite</i> 1-linear, b) <i>Stellite</i> 1-circular, c) <i>Stellite</i> 6-linear, d) <i>Stellite</i> 6-circular .....	42
Figura 3.4 – Padrões de DRX para os revestimentos de <i>Stellite</i> 1 nas condições: a) TA e b) após 750°C.....	43
Figura 3.5 - Padrões de DRX para os revestimentos de <i>Stellite</i> 6 nas condições: a) TA e b) após 750°C.....	44
Figura 3.6 - Perfil de microdureza vickers (HV 0,3) dos revestimentos processados nas condições linear e circular .....	46
Figura 3.7 - Microestruturas dos revestimentos de <i>Stellite</i> 1 obtidas por microscopia laser confocal da região central dos revestimentos nas diferentes condições analisadas. Amp.4200X .....	49
Figura 3.8 – Microestruturas dos revestimentos de <i>Stellite</i> 6 obtidas por microscopia laser confocal da região central dos revestimentos nas diferentes condições analisadas. Amp.4200X .....	50
Figura 3.9 - Perfis de microdureza ao longo da seção transversal dos revestimentos antes e após a exposição aos ciclos térmicos.....	51
Figura 3.10.- Teores de Ferro medidos na seção transversal: A) revestimentos; B) mini-tarugos. ....	51
Figura 3.11 - Microestruturas obtidas para as diferentes condições de processamento dos revestimentos. ....	53

Figura 3.12 - Microestruturas obtidas para as diferentes condições de processamento dos mini-tarugos.....	54
Figura 3.13 - Microdureza medida na seção transversal: A) revestimentos; B) mini-tarugos. ..	55
Figura 3.14 – Módulo de Elasticidade medido na seção transversal dos revestimentos .....	55
Figura 3.15 - Condição das amostras dos discos de desgaste após a realização dos testes de desgaste nas seguintes condições: <i>Stellite 1</i> : a) 25°C, b) 450°C, c) 600°C e d) 750°C e <i>Stellite 6</i> : e) 25°C, f) 450°C, g) 600°C e h) 750°C. ....	57
Figura 3.16 – Relação do coeficiente de desgaste com a temperatura. ....	57
Figura 3.17 – Relação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento para condição de teste em temperatura ambiente. ....	59
Figura 3.18 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio em TA para os revestimento de <i>Stellite 1</i> . ....	61
Figura 3.19- Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio em TA para os revestimento de <i>Stellite 6</i> . ....	61
Figura 3.20 – Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para <i>Stellite 1</i> (A) e <i>Stellite 6</i> (B) em temperatura ambiente(TA) .....	62
Figura 3.21- Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas de <i>Stellite 6</i> após ensaio em Temperatura Ambiente demonstrando sulcos verificados na superfície das trilhas. ....	64
Figura 3.22 – Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para <i>Stellite 1</i> (a) e <i>Stellite 6</i> (b) a 450°C. ....	66
Figura 3.23 – Relação da dureza com a diluição para diferentes temperaturas (em graus Celsius) de revestimentos <i>Stellite 6</i> . Fonte: Adaptado de DELORO <i>Stellite</i> Company - General Guidelines For <i>Stellite®</i> Hardfacing Onto Steel Substrates, p.1-7, 2007 .....	67
Figura 3.24 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio a 450°C para os revestimento de <i>Stellite 6</i> . ....	68
Figura 3.25 – Relação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento dos revestimentos para condição de teste à 450°C .....	68
Figura 3.26 – Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para <i>Stellite 1</i> após 450°C revelando indícios de abrasão. ....	70
Figura 3.27 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio a 450°C para os revestimento de <i>Stellite 1</i> . ....	70
Figura 3.28 – Relação da dureza com a temperatura de revestimentos <i>Stellite 6</i> e <i>Stellite 1</i> . Fonte: Adaptado de DELORO <i>Stellite</i> Company - Fusion Stell Cladding - Coking Safety and Reliability Seminar, 2012.....	71
Figura 3.29 - Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para <i>Stellite 1</i> (a) e <i>Stellite 6</i> (b) a 750°C. ....	72
Figura 3.30 – Relação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento dos revestimentos para condição de teste à 750°C .....	73
Figura 3.31 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio a 750°C para o <i>Stellite 6</i> .....	74
Figura 3.32 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados da superfície das trilhas após ensaio a 750°C para o <i>Stellite 1</i> . ....	74

## LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

$A_m$  - Área Média da Seção transversal

CD - Como Depositados

DRX- Difractometria de Raio-X

E - Módulo de Elasticidade

EDS- Espectroscopia de Energia Dispersiva

EFE - Energia de Falha de Empilhamento

H - Dureza

HC - Hexagonal Compacta

K - Coeficiente Adimensional de Desgaste

k - Coeficiente Dimensional de Desgaste

m - Distância de Deslizamento

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

N - Carga de Ensaio

PTA - Plasma por Arco Transferido

S1- Stellite 1

S6- Stellite 6

T - Temperatura

TA - Temperatura Ambiente

TRANS – Seção Transversal

USIN- Como Usinado

ZTA- Zona Termicamente Afetada

$\Delta$  - Variação Percentual

$\mu$  - Coeficiente de Atrito

## SUMÁRIO

OBJETIVO GERAL .....	1
INTRODUÇÃO .....	2
1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	4
1.1. O PROCESSO PLASMA POR ARCO TRANSFERIDO (PTA) .....	4
1.1.1. Histórico .....	4
1.1.2. O Funcionamento .....	5
1.1.3. Parâmetros e Variáveis de Processo .....	6
1.1.4. Características dos depósitos .....	7
1.2. LIGAS À BASE DE COBALTO.....	7
1.2.1. O Cobalto .....	7
1.2.2. Histórico das ligas à base de Cobalto .....	7
1.2.3. Superligas à Base de Cobalto .....	9
1.2.4. Metalurgia das superligas C-Cr-W-Co .....	11
1.3. O DESGASTE - CONCEITOS E CLASSIFICAÇÃO .....	14
1.3.1. O Desgaste Abrasivo.....	15
1.3.2. O Desgaste Por Deslizamento .....	15
1.3.3. Desgaste por Fadiga .....	23
1.3.4. Coeficiente de desgaste .....	23
2. MATERIAIS E MÉTODOS.....	25
2.1. PROCESSAMENTO.....	25
2.2. Parâmetros de Processamento .....	26
2.3. CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO.....	27
2.3.1. Deposições Lineares .....	27
2.3.2. Deposições Circulares.....	28
2.3.3. Processamento em Coquilha .....	30
2.4. CARACTERIZAÇÃO .....	31
2.4.1. Caracterização dos revestimentos .....	31
2.4.2. Efeito da temperatura no revestimento .....	31
2.4.3. Efeito do substrato.....	33
2.4.4. Desempenho ao Desgaste com a Temperatura .....	34
3. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	38
3.1. Caracterização dos Cordões .....	38
3.2. Efeito da Temperatura nos revestimentos .....	47
3.3. Efeito do Substrato .....	51
3.4. Desempenho ao Desgaste com a Temperatura .....	56
3.4.1. Ensaio de Desgaste .....	58
4. CONCLUSÕES.....	76
REFERÊNCIAS.....	77



## OBJETIVO GERAL

Este trabalho teve por objetivo avaliar a resistência ao desgaste à altas temperaturas de superligas a base de cobalto em revestimentos processados por plasma por arco transferido;

### Objetivos específicos:

- 1) Avaliar comparativamente a resposta ao desgaste à elevadas temperaturas dos revestimentos de *Stellite 1* e *Stellite 6* processados por PTA;
- 2) Quantificar os níveis de desgaste a elevadas temperaturas dos revestimentos processados;
- 3) Avaliar a correlação de propriedades módulo de elasticidade/dureza (E/H) com o desempenho ao desgaste dos revestimentos em função da temperatura;

## INTRODUÇÃO

Equipamentos industriais expostos a condições de operação severas, como as elevadas temperaturas de processo, acima de 540°C, sofrem intensa degradação e deterioração por processos sinérgicos de desgaste e oxidação acarretando perdas dimensionais, queda de rendimento funcional e falha prematura.

Pesquisas mostram que o custo mundial das nações desenvolvidas na substituição e reparo de equipamento ultrapassa os \$100 bilhões anuais. Países como a Alemanha demandam cerca de 1% do seu PIB anual com recuperação de equipamentos e intervenções corretivas decorrentes do desgaste (Batchelor *et al.*, 2006).

Prolongar a vida em serviço dos componentes para resistir a estas solicitações é uma necessidade das indústrias de processamento. Reduzir custos operacionais por intervenções corretivas e maximizar o desempenho funcional dos componentes é, portanto, um desafio.

Uma das soluções de engenharia consiste na aplicação de revestimentos especiais que podem atuar como materiais protetores. Nesse contexto, a aplicação de revestimentos soldados de alto desempenho sobre estes componentes constitui uma alternativa eficaz e bem sucedida para garantir a integridade estrutural (Miller, 2005) uma vez que podem atuar como barreira física e prolongar o tempo de vida dos equipamentos.

Em particular, destaca-se o processo de deposição por plasma por arco transferido (PTA) pela excelente qualidade dos depósitos, baixa diluição e distorção controlada, em alternativa aos processos convencionais de soldagem como o MIG-MAG e Eletrodo revestido (Foltran, 2000; Tocallo, 1996).

Na indústria petroquímica, uma aplicação destes revestimentos é nas sedes de válvulas do tipo *sliding valves* ou válvulas de deslocamento de CFC – Craqueamento Catalítico Fluido. Esta válvula controla a passagem do catalisador, partículas finas de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) que são responsáveis pela reação de craqueamento do petróleo. As guias de válvulas de unidade FCC que operam em temperaturas de 750°C são revestidas por superligas de Cobalto (Co-Cr-W-C), a *Stellite 6*, e sofrem desgaste devido ao deslizamento relativo da válvula e da guia. O efeito das elevadas temperaturas e catalisadores sólidos no processo potencializam o fenômeno do desgaste,



gerando folgas indesejadas de interface e queda do rendimento funcional. Segundo alguns autores, esta constitui a pior condição de desgaste que a indústria enfrenta atualmente, implicando na acelerada degradação e custos onerosos de manutenção, reparo e substituições.

Estas ligas Co-Cr-W-C apresentam boa resistência à fadiga térmica, resistência à fluência e à ruptura bem como resistência à corrosão a quente e ao desgaste pela combinação de propriedades de uma matriz metálica FCC dúctil e tenaz (capaz de absorver impactos e permitir a boa acomodação e ancoramento das fases precipitadas) com precipitados (carbeto do tipo MC,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ , e secundários do tipo  $M_{23}C_6$ ) de elevada dureza, conferindo às mesmas, boa resistência à abrasão em serviço.

Porém, devido à complexidade de efeitos sinérgicos dos diversos mecanismos envolvidos, os fenômenos de desgaste em altas temperaturas de revestimentos soldados são pouco compreendidos e são escassos os trabalhos relacionados à área.

Correlacionar propriedades intrínsecas do material como o módulo de elasticidade e a dureza com o desgaste pode representar um passo importante na melhor compreensão dos fenômenos do desgaste em altas temperaturas e representar um modo importante de seleção e adequação dos parâmetros de processamento dos revestimentos

## 1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 1.1. O PROCESSO PLASMA POR ARCO TRANSFERIDO (PTA)

#### 1.1.1. Histórico

Fornecendo energia suficiente para dissociar ou romper ligações moleculares de um gás inerte, por meio de um arco elétrico e permitindo a ionização do mesmo, obtém-se o plasma. A energia gerada é convertida em calor permitindo a fusão de metais e ligas de adição, princípio este que se aplica ao processo de soldagem a plasma (Brandi *et. al.*, 1992).

A soldagem para revestimento foi introduzida em 1910 pelo suíço Max Ulrich Schoop, que utilizou uma pistola de combustão oxi-acetilênica para projetar pó de Zinco sobre um substrato metálico com o objetivo de protegê-lo contra corrosão. Hoje a técnica evoluiu muito em aplicabilidade e produtividade (Takeyama, 2005).

A primeira tocha plasma desenvolvida por Robert Gage em 1953 nos Estados Unidos estudava a aplicação de arco TIG no corte de metais (Foltran, 2000; Bracarense, 2000). A Figura 2.10 mostra a evolução dos processos de soldagem no tempo.

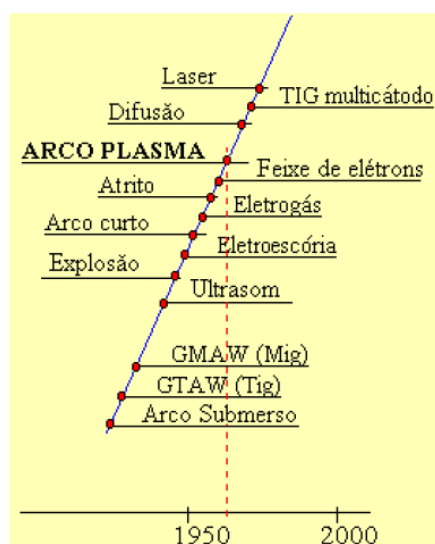


Figura 1.1 - Contexto histórico e uso dos processos de soldagem. Adaptado de Marconi 2002

### 1.1.2. O Funcionamento

O processo de deposição por PTA ou *Plasma Transferred Arc* utiliza um eletrodo não consumível de tungstênio sujeito à proteção de um gás ou mistura de gases inertes, num princípio semelhante ao processo de soldagem *Tungsten Inert Gas* – TIG, com a diferença que no Processo PTA existe um bocal constritor de cobre refrigerado que envolve o eletrodo e permite direcionar e orientar a chama de plasma. O bocal de cobre além de envolver o eletrodo possui cavidades para passagem do fluxo de gases e um sistema de resfriamento para preservar os materiais do aquecimento.

É um processo de elevada densidade de energia e o calor gerado é promovido pela abertura de uma coluna de arco elétrico formada entre a extremidade do eletrodo (pólo negativo) e o substrato ou peça base (pólo positivo), por isso é dito transferido. O Calor gerado dissocia e ioniza o gás, permitindo formar o plasma. Anteriormente à abertura do arco principal ou transferido, forma-se um arco piloto que ignita o processo, formado entre o eletrodo (polo negativo) e o bocal constritor (polo positivo), o arco não transferido, acionado por um gerador externo de alta frequência. Quando o arco se estabiliza o sistema principal vigora e o arco piloto é interrompido (Marconi, 2002).

O material de adição na forma de pó é fundido na tocha de plasma e projetado contra a superfície do metal base.

Existem três sistemas de gases, o gás de proteção, geralmente o argônio, inerte, para criar uma atmosfera protetora contra oxidação, o gás de plasma e o gás de arraste do pó.

O processo permite a obtenção de revestimentos densos e homogêneos, de diluição controlada, entre 5 e 20%, boa aderência, alta qualidade e ligação metalúrgica e distorção controlada. (Foltran, 2000 e Tocallo, 1996). Deve-se para tanto controlar os parâmetros e variáveis de processo.

A Figura 1.2 apresenta um esquema ilustrativo do processo.

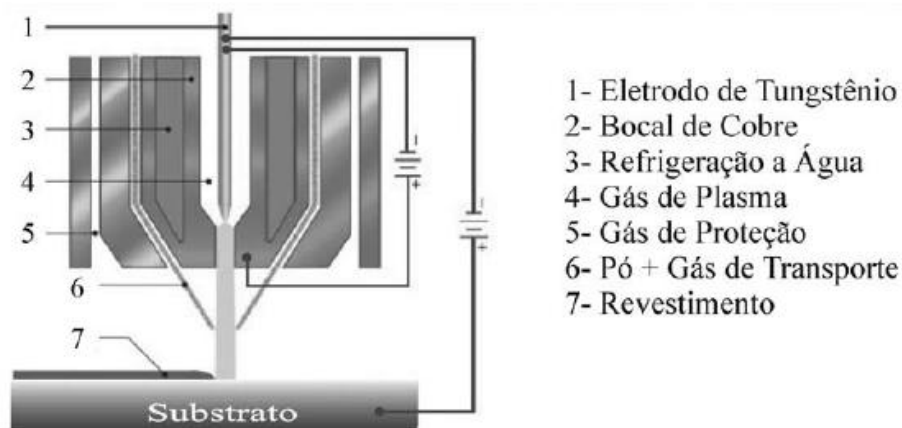


Figura 1.2 - Esquema da tocha de Plasma. Adaptado de Marconi 2002

### 1.1.3. Parâmetros e Variáveis de Processo

No processo PTA, ao contrário de outros processos de soldagem, as variáveis são controladas independentemente. As principais variáveis de processo e suas características estão resumidas a seguir (Tigrinho, 2005):

- Corrente: controla a diluição e a espessura do depósito;
- Velocidade de soldagem afeta diretamente a qualidade final do depósito, na taxa de solidificação e consequente mudança na ZTA e na microestrutura final, podendo induzir trincas, porosidades e defeitos se inadequada;
- Taxa de alimentação do pó influi, principalmente, nas características geométricas do cordão do revestimento;
- Vazão do gás plasma está relacionada com a penetração do material de revestimento;
- Vazão do gás de proteção: cria uma atmosfera protetora que minimiza a oxidação do metal de solda;
- Vazão do gás de transporte: mantendo os demais parâmetros fixos, a diluição diminui e a altura do cordão aumenta para vazões maiores de gás de transporte devido ao aumento na taxa de alimentação de pó.
- Distância tocha peça: a distância entre a tocha e a peça está diretamente ligada à tensão no arco, e um aumento excessivo na tensão do arco pode acarretar num alargamento exagerado da ZTA, devido o aporte de calor.

#### 1.1.4. Características dos depósitos

##### 1.1.4.1. Diluição

A diluição é uma das principais características de um revestimento. Ela representa percentual do material do substrato que participa do revestimento. Uma forma de quantificar e estimar a diluição considera o método das áreas, na qual relaciona-se a área fundida do substrato pela área total fundida, ambas medidas na secção transversal dos depósitos, conforme representação da Figura 1.3.



Figura 1.3 – Método das áreas para o cálculo da diluição dos revestimentos.

## 1.2. LIGAS À BASE DE COBALTO

### 1.2.1. O Cobalto

O Cobalto, cujo número atômico é 27 e massa atômica 58,9332 g/mol, está situado entre o Níquel e o Ferro e é um elemento pertencente ao grupo de transição IV da Tabela periódica. Sua densidade é 8,85 g/cm<sup>3</sup> e apresenta propriedades ferromagnéticas até temperaturas da ordem de 1121°C.

O Cobalto puro, quando resfriado lentamente, sofre uma transformação alotrópica, à temperatura de 417°C. A temperaturas inferiores a 417°C exibe uma estrutura hexagonal compacta (HC) ou Co-ε e entre 417°C e seu ponto de fusão (1493°C) apresenta uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) ou Co-α. (Davis, 2000).

### 1.2.2. Histórico das ligas à base de Cobalto

As primeiras aplicações envolvendo ligas comerciais à base de Cobalto ocorreram no início do século XX com Elwood Haynes. Motivado por uma demanda crescente pelo desenvolvimento de novos materiais resistentes à

corrosão e resistentes ao desgaste para atender aos avanços tecnológicos principalmente no campo militar. Haynes constatou que ligas binárias Cobalto-Cromo apresentavam elevada resistência e natureza inoxidável (Crook, 1991). Posteriormente, identificou que a adição dos elementos de liga Tungstênio e Molibdênio contribuíam sensivelmente como agentes endurecedores para as ligas do sistema Cobalto-Cromo e registrou em 1907 a sua primeira patente (U. S. 873.745).

Estas ligas ternárias do sistema Co-Cr-W e Co-Cr-Mo foram chamadas comercialmente de "*Stellite*", do latim *Stella* (estrela), em virtude de sua aparência brilhante, semelhante à de uma estrela.

As primeiras aplicações foram destinadas para uso em ferramentas de corte devido a comprovada capacidade das ligas em reter sua dureza à elevadas temperaturas. A partir de 1922, durante a primeira guerra mundial, foram destinadas para uso de revestimentos protetores ao desgaste de equipamentos de perfuração de petróleo, válvulas de motores à combustão interna, cavidades de matrizes à quente, guias de válvulas e principalmente para indústria aeroespacial na implementação das ligas em turbinas à gás (Davis, 2000).

Em meados dos anos 30 e 40 a parceria das empresas *Austenal Laboratories* e *Haynes Stellite Division of Union Carbide* permitiu o desenvolvimento de ligas resistentes à corrosão da família Co-Cr-Mo, com moderado teor de carbono, para aplicações envolvendo implantes cirúrgicos e odontológicos conhecida comercialmente como *Vitallium* ou *Haynes 31* e utilizada até os dias atuais.

A partir dos anos 40 a mesma liga biocompatível foi utilizada na fundição de palhetas de turbocompressores de aeronaves com modificações para melhoria de sua estabilidade estrutural para aplicações em elevadas temperaturas. Esta liga foi denominada comercialmente de *Stellite 21*, ainda utilizada nos dias atuais, mas predominantemente destinada a serviços envolvendo o desgaste em altas temperaturas (Crook, 1991).

Atualmente as ligas a base de Cobalto sofreram pequenas modificações em relação às ligas originais, pois se identificou a importância no controle dos elementos silício e carbono, antes considerados como impurezas, dessa forma as ligas *Stellite* passaram a ser consideradas ligas quaternárias do sistema C-

Cr-W-Co e não mais ligas ternárias como nos primórdios do seu desenvolvimento.

Além das ligas do sistema C-Cr-W-Co ou ligas *Stellite*, que são endurecidas pela formação de carbeto, ligas a base de cobalto processadas na forma de revestimentos incluem também o grupo de ligas do sistema Co-Cr-Mo-Si conhecidas comercialmente como *Tribaloy*. Estas ligas consistem na formação de intermetálicos Silício-Molibdênio estáveis a temperaturas de 788°C, também conhecidos como fase Laves e que ditam as propriedades do material, permitindo às ligas a retenção da sua dureza a valores acima das ligas endurecidas por precipitação de carbeto (Davis, 2000).

Nas ligas do tipo laves o Molibdênio e o Silício são adicionados a níveis acima do limite de solubilidade da matriz com o objetivo de incentivar a precipitação das fases laves ou intermetálicos do tipo CoMoSi ou Co<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub>Si. O carbono é mantido em níveis baixos para conter a formação de carbeto. (Crook, 1991). Para estas ligas os intermetálicos respondem por cerca de 35 a 70% e por isso ditam as propriedades do material, conferindo excelente resistência à abrasão mas limitando a ductilidade e resistência ao impacto. Por isso as ligas são geralmente processadas por aspersão térmica (*Thermal Spray*) para minimizar a ocorrência de trincas. Para estas ligas a composição da matriz impacta menos nas propriedades finais do material em relação às ligas *Stellite* que são endurecidas por precipitação de carbeto. As primeiras ligas dessa família foram desenvolvidas pela Dupont nos anos 70 e foram chamadas de *Tribaloy*. As ligas comerciais *Tribaloy* T400 e T800 são atualmente encontradas.

### 1.2.3. Superligas à Base de Cobalto

A resistência das superligas, cujo material base pode ser o Níquel, Ferro-Níquel ou o Cobalto, decorre de uma combinação de endurecimento por solução sólida de uma matriz com estrutura austenítica cúbica de face centrada (fase  $\gamma$ ) e fases precipitadas na forma de intermetálicos ou carbeto e são aplicáveis para temperaturas operacionais superiores a 540°C (Davis 2000), geralmente da ordem de 800°C ou 0,7 do seu ponto de fusão.

As superligas à base de Cobalto apresentam apenas segundas fases na forma de carbetos, diferentemente das superligas à base de Níquel e Ferro-Níquel que apresentam a formação de fases intermetálicas de precipitados coerentes do tipo gama primária,  $\gamma'$ -CFC, ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) mais carbetos. Estas ligas apresentam maiores pontos de fusão e melhor capacidade de operação sob moderados níveis de tensões, excelente resistência à corrosão salina e melhor soldabilidade que as superligas ligas de níquel (Campbel, 2006).

Além disso, ligas à base de Cobalto são menos sensíveis ao choque e são mais adequadas para partes estáticas de componentes onde os níveis de tensões são moderados. Como apresentam pontos de fusão mais elevados que as ligas de níquel são mais adequadas para aplicações em temperaturas superiores à  $1100^\circ\text{C}$  (Jovanović, 2007).

Superligas são encontradas na forma trabalhada ou fundidas. Para a primeira, há uma maior homogeneidade química promovendo um substancial aumento da ductilidade das ligas, pelas possíveis modificações nos carbetos formados durante as etapas da fabricação. Ligas fundidas retêm a sua dureza à temperaturas superiores mas não podem ser tratadas termicamente para melhoria da ductilidade (Davis, 2000).

As superligas à base de Cobalto apresentam baixa energia de falha de empilhamento (EFE), oriunda da natureza cristalográfica do Cobalto, para a estrutura metaestável CFC ( $\text{Co-}\alpha$ ) verificada à temperatura ambiente.

Esta característica promove às ligas alta resistência ao escoamento, permite altas taxas de encruamento, limitado dano por fadiga sob tensão mecânica e boa capacidade na absorção de tensões. As três primeiras consideradas importantes para prevenir o dano por contato metálico no desgaste por deslizamento. (Davis 2000).

A baixa EFE está associada à boa capacidade das ligas em absorver e acomodar tensões mecânicas. As discordâncias parciais mais separadas dificultam os mecanismos de deslizamento cruzado e escalonamento. Como estes processos requerem recombinação de discordâncias, há um aumento de tensão. Este aumento se traduz em encruamento do material, que é normalmente considerado benéfico para a resistência ao desgaste (Yaedu, 2003). Uma vez que as falhas de empilhamento são camadas lamelares de estruturas HC na rede da matriz CFC, o encruamento está associado à



formação da estrutura HC induzida por trabalho à frio e um abundante número das falhas de empilhamento é verificado nestas condições (Jovanović, 2007).

O trabalho mecânico a frio é a maneira mais simples de se obter a transformação CFC – HC, mas esta pode também ser induzida sob condições de temperaturas elevadas (próximas à temperatura de transformação) e sob tempos suficientemente prolongados (Davis 2000).

#### **1.2.4. Metalurgia das superligas C-Cr-W-Co**

A família das ligas *Stellite* consiste num grupo de cerca de 57 ligas do sistema quaternário C-Cr-W-Co e são basicamente ligas endurecidas pela precipitação de carbeto. A principal diferença entre as ligas da família *Stellite* consiste na variação dos teores de carbono e tungstênio, uma vez que ambos são elementos formadores de carbeto e os seus teores relativos podem alterar o tipo de carbeto formado durante a solidificação e suas propriedades finais.

Os carbeto acarretam aumento da resistência de forma direta quando finamente dispersos na matriz ou de forma indireta estabilizando os contornos de grão, minimizando assim o deslizamento decorrente dos esforços de cisalhamento. Dessa forma desempenham a importante função de controlar o tamanho de grão, principalmente para as ligas trabalhadas. Carbeto também cumprem a função de inibir certos elementos que em outros casos poderiam promover instabilidade de fase em serviço (Campbel, 2006).

Quando formados de maneira contínua e não dispersa nos contornos de grão, podem acarretar a fragilização, reduzindo a resistência à fadiga, a resistência ao trincamento e a resistência ao desgaste, favorecendo o aparecimento de trincas principalmente devido ao caráter frágil que apresentam. Ajustes adequados na composição, processamento e pós-tratamentos térmicos podem adequar a forma e a distribuição dos mesmos. (Campbel, 2006; Davis, 2000)

O carbono nas ligas da família *Stellite* varia entre 0,1 a 3,3 % e rege a formação dos carbeto. A sua quantidade relativa determina as propriedades finais da liga no sentido de determinar a fração em volume dos carbeto formados e a consequente dureza da liga em temperatura ambiente, bem como a sua resistência à abrasão.

Para aplicações envolvendo o desgaste, ligas com maiores teores de carbono, onde a fração volumétrica de carbeto formado é maior, são aplicadas em serviços a altas temperaturas em revestimentos, pela técnica de *hardfacing*, destacando-se as ligas *Stellite* 1 e *Stellite* 6, que foram o foco de estudo deste trabalho. A primeira apresenta cerca de 3,3% de Carbono sendo a liga de maior dureza e mais resistente à abrasão da família de ligas *Stellite*.

Alguns carbeto não são afetados por tratamentos térmicos enquanto outros dependem de uma sequência de etapas para se formarem. Os tipos de carbeto comumente encontrados são MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  e  $M_7C_3$ , onde M representa o metal formador, os quais geralmente se formam por uma sequência de reações no estado sólido decorrentes da decomposição dos carbeto primários do tipo MC que se formam ainda no estado líquido, durante a solidificação. Estes carbeto são instáveis e geralmente apresentam-se aleatoriamente distribuídos (intra ou intergranulares) e por isso não são desejáveis, contribuindo para fragilização.

Na sequência da reação, os carbeto tendem a se decompor em formas mais estáveis como  $M_{23}C_6$  ou  $M_6C$  decorrentes de um ciclo de tratamento térmico posterior de solubilização e envelhecimento ou temperaturas de serviço da ordem de 815 a 870°C e principalmente se constituem nos contornos de grão contribuindo para aumentar a resistência à ruptura. O  $M_7C_3$  também pode se formar nos contornos de grão em temperaturas um pouco superiores (da ordem de 1000°C) e são eficientes quando finalmente distribuídos aumentando a resistência à ruptura e ao desgaste principalmente sob abrasão de baixa carga (Martin, 2006).

O elemento Cromo tem o papel de atuar como o principal elemento formador dos carbeto do tipo  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ . Além disso, o Cromo cumpre a função de garantir a resistência a oxidação e corrosão e também contribuir para o aumento da resistência pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida da matriz (Campbell, 2006). A proteção contra a degradação do meio é provida pela adição de teores elevados de Cromo, da ordem de 20-30%, formando óxidos estáveis, em particular o crômio ou  $Cr_2O_3$ . Dessa forma, ligas de cobalto são mais resistentes a corrosão a quente, na presença de meios contendo gases quentes de exaustão e meios sulfurosos, quando comparadas às ligas de Níquel, pelo maior teor de Cromo contido.

Carbetos tipo  $M_6C$  se formam entre temperaturas de 980 a 1040°C e apresentam maior tendência de formação para maiores teores de Molibdênio e Tungstênio. O Tungstênio e o Molibdênio são elementos refratários que conferem aumento de resistência adicional, em virtude de seus elevados tamanhos atômicos, quando em solução sólida, dificultando o movimento cruzado das discordâncias. Além disso, o Tungstênio é um importante formador de carbeto e o elemento mais eficaz no aumento da resistência por solução sólida em ligas de Cobalto. Seus teores percentuais normalmente variam entre 0,5 e 19% nessas ligas e quando presente em teores elevados, acima de 5% em peso, são suficientes para este tipo de carbeto se formar. O Molibdênio é adicionado em teores percentuais entre 0,25 e 18% e contribui para o aumento da resistência à corrosão das ligas e aumento da resistência, principalmente para teores mais elevados.

Carbetos de Cromo são os mais comumente encontrados nas ligas da família *Stellite* embora os carbeto do tipo  $M_6C$  formados por Tungstênio são os mais importantes no aumento da resistência (Davis, 2000).

As ligas quaternárias (C-Cr-W-Co) geralmente seguem o diagrama pseudo-binário Co- $\alpha$  –  $M_7C_3$  utilizado como referência pelo fabricante das ligas para o processamento das mesmas e apresentado na Figura 1.4.

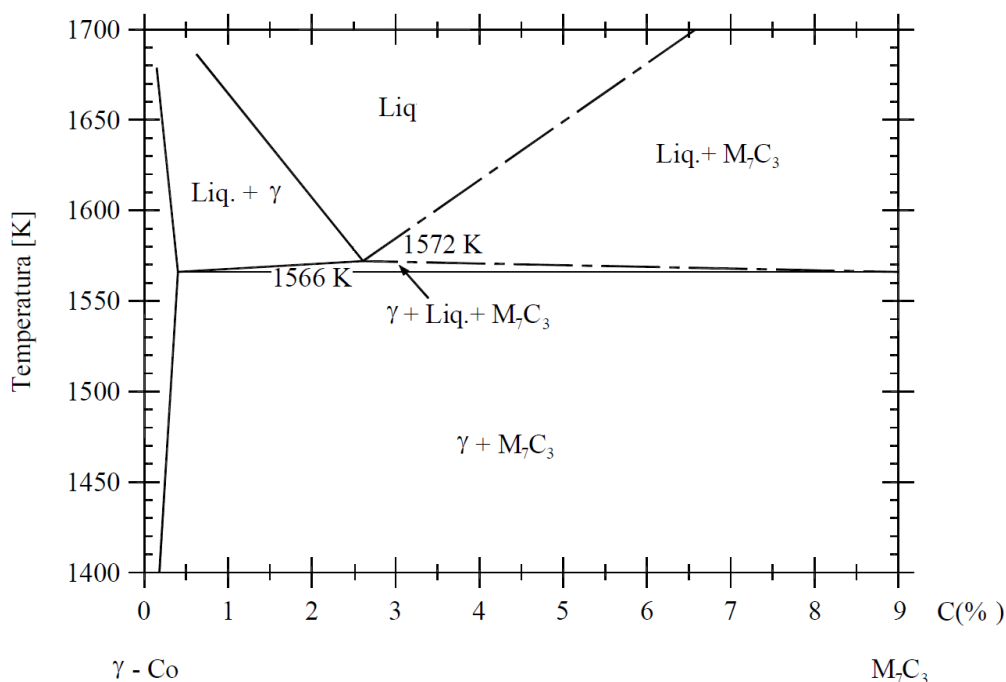


Figura 1.4 - Diagrama pseudo-binário Co- $\alpha$  –  $M_7C_3$  (Adaptado de Frenk & Kurz, 1993).

### 1.3. O DESGASTE - CONCEITOS E CLASSIFICAÇÃO

O desgaste consiste no dano superficial a uma superfície sólida envolvendo perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre a superfície e um ou mais corpos em contato (ASTM-G40, 1999).

A norma alemã DIN 50321 (DIN 50321, 1979) define padrões quantitativos de desgaste e distingue duas categorias: Desgaste Direto e Desgaste Indireto. O Desgaste Direto compreende as alterações da geometria da amostra: dimensão linear, o volume e a seção transversal, a mudança na massa e a quantidade de material usado. Semelhante ao coeficiente de atrito, o desgaste deve ser considerado como dependente do sistema, em função das condições operacionais, o sistema envolvido e os materiais em contato. Enquanto o Desgaste Indireto compreende outras técnicas como a perfilometria e pode estabelecer mais detalhes sobre o processo de desgaste e também revelar a evolução das características da superfície de deslizamento. Outras técnicas incluem estratégias de medição óptica, interferometria, microscopia eletrônica de varredura (MEV), etc (Moerlooze *et. al*, 2011).

Existem diversas formas de classificar o desgaste e diversas abordagens entre os autores são verificadas. Segundo Zum (1987), os tipos de desgaste são divididos em: desgaste abrasivo, desgaste por deslizamento, desgaste oxidativo (reação triboquímica) e Fadiga de Superfície, conforme apresentados na Figura 1.5.

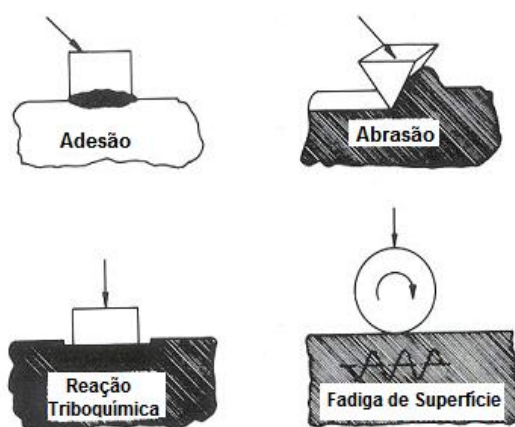


Figura 1.5 - Representação Esquemática dos 4 principais mecanismos de desgaste. Adaptado de Zum, 1987

### 1.3.1. O Desgaste Abrasivo

No desgaste abrasivo ocorre a remoção ou deslocamento de uma superfície sólida (corpo) pela ação de partículas duras ou protuberâncias de um contra-corpo. Na abrasão a dois corpos o desgaste é causado por protuberâncias duras do contra-corpo e no caso da abrasão a três corpos, partículas duras geradas pela interação corpo e contra-corpo estão livres para rolar na interface, conforme a Figura 1.6 (Hutchings, 1992).

O desgaste abrasivo classifica-se também em função da condição das partículas de abrasivo depois de interagirem com a superfície. Se o abrasivo é fraturado ocorre abrasão a alta carga, mas se o abrasivo se mantém intacto é dito ocorrer abrasão a baixa carga (Davis, 2000).

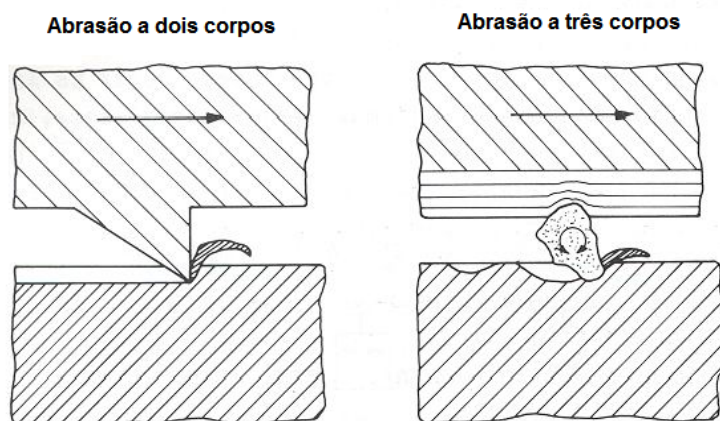


Figura 1.6 - Desgaste a Dois e a Três corpos. Adaptado de Hutchings, 1992.

### 1.3.2. O Desgaste Por Deslizamento

O desgaste por deslizamento ocorre quando duas superfícies sólidas são forçadas ao encontro mútuo e experimentam um movimento relativo. (ASTM-G40, 2012)

O dano superficial torna-se marcadamente maior se as duas superfícies são de natureza metálica ou estão expostas a pouca ou nenhuma lubrificação (Bayer, 2004).

O termo desgaste adesivo é às vezes utilizado de forma equivocada para descrever o desgaste por deslizamento, uma vez que a adesão tem um importante papel, mas é apenas um dos principais processos físico-químicos que podem estar envolvidos.

O desgaste por deslizamento pode ser classificado quanto ao mecanismo dominante em duas principais categorias: Desgaste controlado por deformação plástica e o Desgaste controlado pela oxidação (Hutchings, 1992).

### 1.3.2.1. Desgaste controlado por deformação plástica

Diferentes mecanismos são propostos para o desgaste severo de metais, do tipo adesivo. Todos envolvem deformação plástica, mas diferem nos processos pelos quais o material é removido.

Um dos modelos, apresentado na Figura 1.7, sugere que a formação de partículas ou fragmentos ocorre pela ruptura das asperezas do corpo (Figura 1.7 b), seguida imediatamente de transferência adesiva para o contra-corpo (Figuras 1.7 c-d), para formar uma nova aspereza na superfície (Hutchings, 1992).

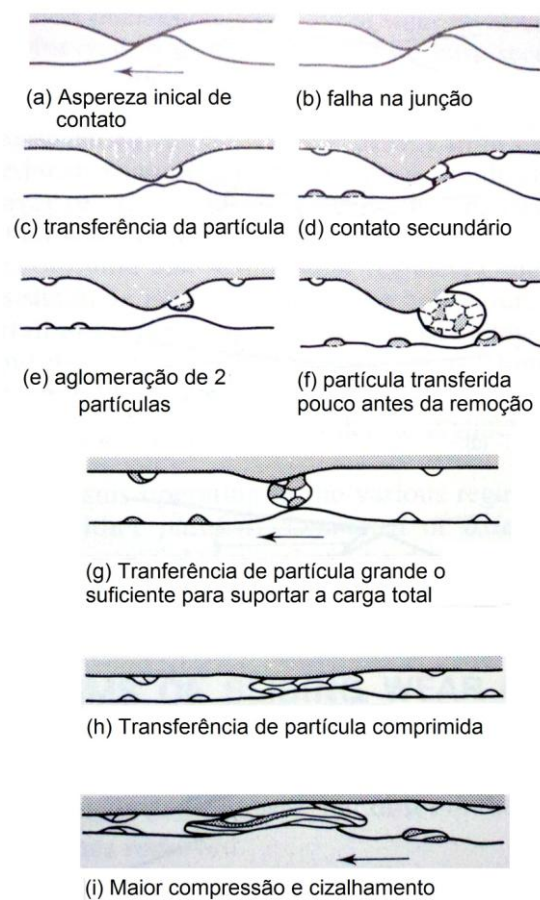


Figura 1.7 – Formação e transferência de partículas pela ruptura das asperezas e aglomerações. Adaptado de Hutchings, 1992.

À medida que o deslizamento prossegue, mais fragmentos são gerados e são aglomerados, (Figura 1.7 e), com os anteriormente formados sendo então removidos da superfície e ou transferidos, (Figura 1.7 g). Estas partículas podem assumir formas equiaxiais, (Figura 1.7 f), ou forma de discos alongados por deformação plástica na direção do deslizamento, formando partículas compósitas, (Figura 1.7 i).

A microestrutura de regiões associadas ao desgaste severo revelam regiões altamente deformadas. A Figura 1.8 abaixo ilustra como a magnitude das deformações por cisalhamento aumentam na direção da superfície de contato, a partir da zona 1, que constitui a zona não deformada e não afetada pelo contato. A zona 2 contém material deformado plasticamente e essa magnitude é tanto maior quanto mais próxima da interface. Um refinamento de grão pode ocorrer nesta região. A zona 3 contém uma região altamente refinada de estrutura nanométrica que contém elementos distintos do material base como partículas transferidas do contracorpo e óxidos.

Sob altas cargas de cisalhamento localizado pode ocorrer a fratura decorrente desta intensa deformação, responsável pela formação de camadas mistas (metal-óxidos) transferidas e deformadas na zona 3.

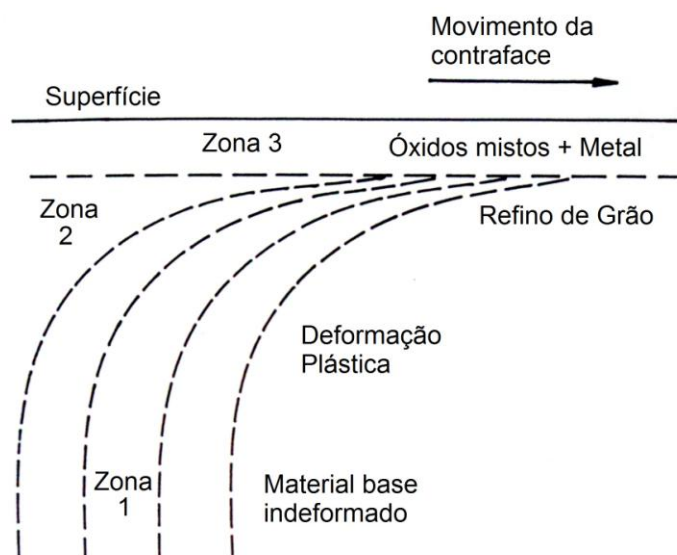


Figura 1.8 – Diagrama esquemático mostrando como a severidade da deformação plástica está distribuída ao longo do metal de superfície no contato sob condições de regime severo. Adaptado de Hutching, 1992.

Este mecanismo de desgaste por deslizamento está normalmente associado com elevadas tensões de contato, podendo ocorrer a ruptura dos

filmes de óxido e promover o contato metal-metal das superfícies envolvidas. Podem ocorrer regiões de microsoldagem no estado sólido (soldagem a frio) e uma consequente fratura dos picos de rugosidade na interface. O dano causado por este mecanismo é conhecido como *galling* e ocorre sob condições não lubrificadas e altas pressões de contato (Persson *et al.*, 2003), podendo acarretar considerável transferência de massa e elevadas deformações plásticas (Davis, 2000).

Muitos outros mecanismos são apresentados para explicar a deformação das partículas como fraturas por cisalhamento gerando finas camadas alongadas ou mecanismos de delaminação, na qual podem ocorrer a nucleação de trincas subsuperficiais com propagação paralela à superfície.

### **1.3.2.2. Desgaste controlado pela Oxidação**

O mecanismo de desgaste por deslizamento controlado pela oxidação ocorre quando a velocidade de deslizamento é suficiente alta para aumentar a temperatura no contato em algumas centenas de graus Celsius, decorrente da dissipação de calor por atrito, também conhecida como temperatura *flash* ou temperatura instantânea. Nestas condições as partículas metálicas geradas como produto do desgaste, os *debris*, podem ser oxidadas e acumuladas nas regiões de vale das asperezas, conhecidas como *hot-spots* ou *high-spots*, onde o aquecimento local ocorre. O regime oxidativo pode ocorrer mesmo sob condições onde a temperatura nominal do meio é baixa, como a temperatura ambiente, por exemplo (Hutchings, 1992).

Por isso, a temperatura real experimentada na interface de contato deve considerar a contribuição da temperatura nominal do meio, mais a parcela decorrente do calor dissipado por atrito na interface de contato.

Uma vez que o filme de óxidos afeta diretamente o comportamento tribológico do contato metálico, este tipo de oxidação é conhecida como tribo-oxidação (Totten & Liang, 2004).

O calor dissipado decorrente da aplicação de um trabalho externo para vencer a resistência de atrito está diretamente relacionado aos parâmetros ambientais de velocidade relativa de carga de contato e pode ser estimado pela Equação 3 (Totten & Liang, 2004):



$$Q = \mu L v \quad (3)$$

onde  $Q$  é a taxa de calor gerado no contacto com os corpos;  $\mu$  é o coeficiente de atrito cinético,  $L$  é a força normal sobre as superfícies de contato e  $v$  é a velocidade relativa de deslizamento das superfícies.

Sob condições de regime oxidativo, o crescimento do filme de óxidos reduz as tensões de cisalhamento experimentadas a níveis insuficientes para que o mecanismo dominado por deformação plástica possa ocorrer (Hutchings, 1992).

Segundo Stott (1998), aplicações envolvendo o contato entre materiais metálicos em elevadas temperaturas dependem da habilidade das superfícies em contato se auto-lubrificarem, baseadas nas reações envolvendo o meio e a capacidade de formação de tribocamadas na interface de contato, reduzindo assim o desgaste.

Para a condição de partículas metálicas de desgaste geradas total ou parcialmente oxidadas, pode se formar uma camada de natureza protetora e com propriedades lubrificantes, conhecida como tribocamada ou *oxide-glazes*, uma camada vítrea de óxidos de regiões altamente reflexivas (Kashani *et al.*, 2007 e Pauschitz, 2008).

Em termos microestruturais as *glazed layers* podem ser classificadas como uma camada nano estruturada onde ocorre extrema fragmentação e deformação das partículas de metais e óxidos. Uma temperatura mínima de 250°C é requerida para a formação das *Glazed* para os aços, em geral. Abaixo desta temperatura, o atrito e o desgaste são considerados altos e a capacidade de sinterização (compactação) e deformação plásticas das partículas é reduzida (Totten & Liang, 2004).

Uma tribocamada é qualquer material distinto que se forma em uma interface como produto direto do contato mecânico. Esta pode se formar como uma camada altamente deformada decorrente de um esforço tangencial de cisalhamento na superfície durante o deslizamento ou ainda ser decorrente de uma camada mecanicamente mista entre óxido e metal resultante do desgaste tipo *fretting* ou também ser um depósito de partículas de desgaste acumuladas e retidas na interface. Esta camada de metal-óxido é suportada pelo encruamento da subcamada metálica que sustenta o filme de óxidos e é decorrente de uma deformação plástica sofrida pela mesma, motivada pelo

efeito térmico devido ao aquecimento por atrito, pela velocidade relativa e pelos esforços de cisalhamento provenientes da exposição da interface de contato a uma carga durante o deslizamento (So *et al.*, 1996).

De forma geral, quando um filme de óxidos se forma nas superfícies em contato o desgaste moderado-brando prevalece, e as taxas de desgaste tendem a se reduzir, mas se o filme formado atingir uma espessura crítica, acima da qual os óxidos formados podem se romper por meio de processo de fadiga devido aos ciclos de contato, o desgaste adesivo, que consiste numa forma de desgaste severo, pode ocorrer, acarretando uma elevação das taxas de desgaste. As mudanças de regime definem as chamadas temperaturas de transição de regime, acima das quais as taxas de desgaste sob-regime moderado-oxidativo tornam-se muito baixas (Stachowiak & Batchelor, 2005).

Dessa forma pequenas variações dos parâmetros de carga e velocidade podem repercutir em grandes variações das taxas de desgaste e mudanças de regime. A Figura 1.9 demonstra a relação entre a taxa de desgaste e a carga de contato.

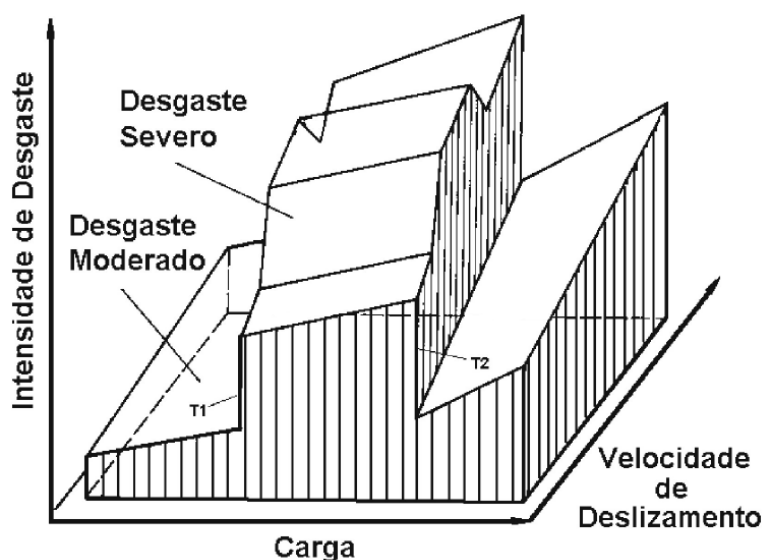


Figura 1.9 – Modelo proposto por Tompsom & Stobo (1974) para relacionar o efeito da carga e velocidade na intensidade do desgaste de aços no contato deslizante a seco e ao ar. Adaptado de Farias, 2004.

Abaixo da temperatura da T1 e acima de T2 as superfícies são separadas por uma camada de óxidos e o desgaste moderado-oxidativo prevalece. Entre T1 e T2 as altas cargas de contato causam a falha do filme de

óxidos por processos de fadiga devido aos ciclos de carregamento nos picos das asperezas e o regime severo-adesivo ocorre.

Para o contato em temperatura ambiente, a elevação da temperatura na interface, a fim de atingir as temperaturas de transição T1 e T2 decorre da dissipação de calor por atrito e estas são influenciadas diretamente pelos parâmetros de carga e velocidade como demonstrado na equação (3).

Dessa forma duas frentes de estudos são sugeridas:

- Desgaste oxidativo abaixo de T1 que ocorre a baixos níveis de velocidade e carga;
- Desgaste oxidativo acima de T2 que ocorre a elevadas velocidades e cargas;

A Figura 1.10 contém uma representação dos 4 estágios de interação das asperezas durante o desgaste oxidativo a altas velocidade e cargas, abaixo da temperatura T1 mostrada na Fig. 1.9. Os picos de asperezas não se tocam, Fig.1.10 -1; Início da oxidação, os chamados *hot spots* ou *high spots* favorecidos pelas maiores velocidades pela dissipação de calor por atrito, Fig.1.10 - 2; O processo segue com a maturação do filme de óxidos, Fig.1.10 - 3; Óxidos atingem a espessura crítica e podem se romper por meio de processos de fadiga pois não resistem as pressões normais e do cisalhamento, Fig.1.10 - 4.

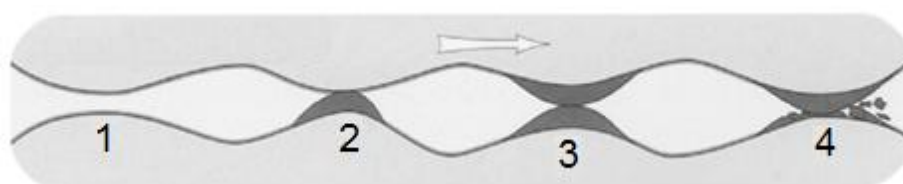


Figura 1.10 - Interação entre as asperezas no contato no regime oxidativo a altas cargas e velocidades. Adaptado de Totten & Liang, 2004.

Se as condições de carga e velocidade forem suficientemente adequadas para uma nova compactação as tribocamadas são reformadas e o regime moderado-oxidativo prevalece, caso contrário, podem se romper e promover a transição para o regime severo-adesivo (T1).

Para a condição do desgaste oxidativo a baixas velocidades e cargas, abaixo de T1, os mecanismos de desgaste oxidativo são pouco influenciados pelo aquecimento por atrito (Jiang *et al.*, 1994)

Segundo Stott *et al.*(1998) existem três casos limites para o desgaste oxidativo a baixas cargas e velocidades:

1. *Oxidação-riscamento e reoxidação*

A oxidação ocorre em toda a área nominal do contato. O óxido é removido e expõe a superfície ao oxigênio e a mesma é reoxidada. As partículas podem ser removidas do contato ou atuarem com agentes abrasivos ou ainda serem compactadas e atuarem como lubrificantes.

2. *Oxidação plena*

Particularmente em elevadas temperaturas o óxido é removido apenas parcialmente e o filme continua a crescer em espessura com o tempo prevenindo o contato direto metal-metal e o desgaste.

3 *Oxidação de partículas metálicas*

Os fragmentos desprendidos no instante inicial do contato são parcial ou totalmente oxidados. A oxidação é favorecida pelo aumento da energia das partículas devido ao aumento da densidade de defeitos e da energia de superfície. A camada protetora se forma pela deformação plástica, fratura e aglomeração das partículas retidas na interface.

A temperatura ambiente o contato metal-metal é caracterizado por um período inicial de regime transiente ou regime severo conhecido como running-in ou fase de assentamento, consistindo de baixa estabilidade da interface e períodos cíclicos de fratura do filme de óxidos, seguido de um período de regime permanente ou moderado. Variações nos coeficientes de atrito podem sugerir mudanças de regime e taxas de desgaste (Hutchings,1992).

Em elevadas temperaturas o desenvolvimento de camadas ou ilhas de óxidos compactados e sintetizados promove uma redução substancial dos

coeficientes de atrito (Wilson *et al.*, 1980). O decréscimo dos coeficientes de atrito é atribuído ao aumento da plasticidade dos óxidos em elevadas temperaturas (Stachowiak & Batchelor, 2005). Além disso, as forças de atrito são dependentes da resistência ao cisalhamento do corpo mais dúctil do par de contato. Se um filme de óxidos se forma na interface dos corpos, e a resistência ao cisalhamento do filme de óxidos é menor do que a dos corpos em contato, a força de atrito bem como os coeficientes de atrito serão menores (Totten & Liang, 2004).

Valores de coeficientes de atrito esperados para o desgaste oxidativo se encontram na faixa entre 0,3 e 0,6 e com uma flutuação consideravelmente menor em relação ao desgaste severo (Stachowiak & Batchelor, 2005).

A combinação entre velocidade de deslizamento e pressão de contato influenciam na temperatura real do contato e portanto na consolidação das tribocamadas e podem alterar a cinética de oxidação e o tipo de óxidos dominante, alterando assim a condição do contato.

### **1.3.3. Desgaste por Fadiga**

O Mecanismo de dano causado por fadiga ocorre devido às tensões de baixo ciclo nas superfícies em contato, gerando perda de material pela nucleação e crescimento de trincas subsuperficiais pelos mecanismos de microtrincamento e ou delaminação. (Bayer, 2004). Esta é também uma das teorias para explicar a geração de partículas no desgaste por deslizamento (Davis, 2000; Hutchings, 1992).

### **1.3.4. Coeficiente de desgaste**

O coeficiente adimensional de desgaste (K), um importante indicativo que permite a comparação da severidade dos processos de desgaste analisados em diferentes sistemas, é geralmente estimado pela Equação de Archard (1), baseada na teoria da pressão de contato e deformação plástica dos picos de rugosidade (Archard, 1953).

$$K = \frac{QH}{WL} \quad (1)$$

A equação relaciona o produto do volume perdido (Q) pela dureza do material mais dúctil (H) em função da distância de deslizamento(L) e carga normal aplicada (W).

Uma possível representação simplificada (2) da equação de Archard fornece o coeficiente dimensional de desgaste k, onde  $k = K/H$ , particularmente útil na comparação das taxas de desgaste em diferentes classes de materiais (Hutchings, 1992).

$$k = \frac{Q}{WL} \left[ \frac{\text{mm}^3}{\text{Nm}} \right] \quad (2)$$

A Figura 1.11 mostra os valores típicos de coeficientes de desgaste adimensional para o desgaste abrasivo e por deslizamento.

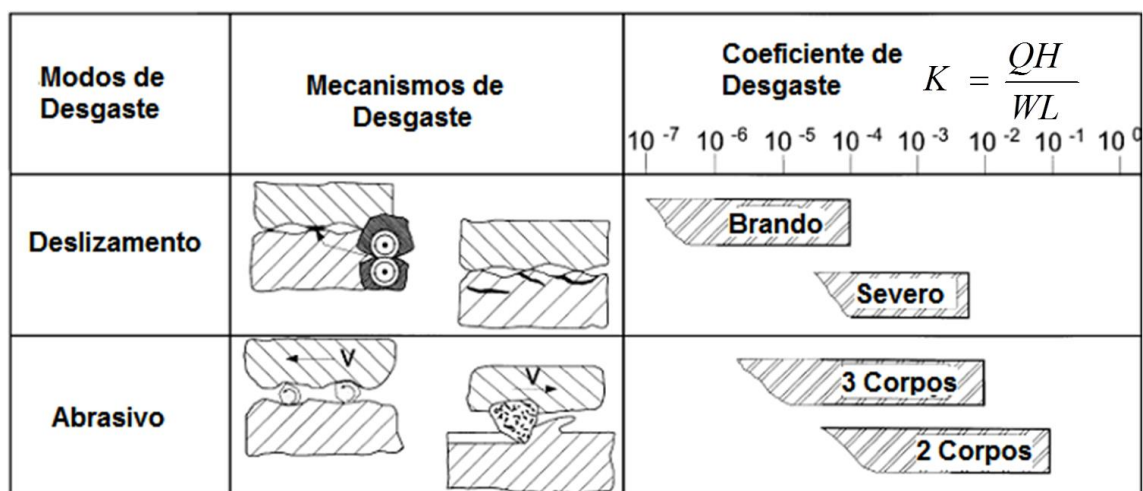


Figura 1.11 - Valores do coeficiente de desgaste como função do modo de desgaste e mecanismos, sem lubrificação. Adaptado de Hutchings, 1992.

Para uma força e distância constantes, existe uma dependência não somente da dureza do material, mas dos mecanismos atuantes de desgaste no sentido de exigir uma maior ou menor tenacidade de acordo com o tipo do material e do par tribológicos, entre outros aspectos. Materiais cerâmicos de natureza frágil e de alta dureza, ou materiais encruados, podem gerar um regime de desgaste severo pelos fenômenos de lascamento e trincamento (Hutchings, 1992).

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. PROCESSAMENTO

Duas ligas comerciais a base de Co, denominadas comercialmente por *Stellite 1* e *Stellite 6*, foram utilizadas neste trabalho. Para o processamento sobre substrato utilizou-se o aço baixo carbono AISI 1020. As composições nominais relativas dos referidos materiais são apresentadas na Tabela 2.1 abaixo.

Tabela 2.1 - Composição dos materiais utilizados.

	Composição em peso(%)								
	C	Cr	W	Si(*)	P(*)	Fe(*)	Ni(*)	Mn	Co
AISI 1020 (1)	0,17-0,23	-	-	0,05	0,04	Bal	-	0,3-0,6	-
Stellite 6 (2)	0,9 -1,4	27,0 - 32,0	4,0 – 6,0	1,1	-	3,0	3,0	1,0	Bal
Stellite 1 (3)	2,0 - 3,0	28,0 – 32,0	11,0-13,0	1,0	-	2,5	3,0	1,0	Bal

FONTE: (1) Metals Handbook Vol. 1, 10th Edition, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, ASM International, 1990; (2,3) Deloro® alloy database

As ligas atomizadas foram recebidas na forma de pó com granulometria na faixa entre 75 e 180  $\mu\text{m}$  do fabricante *Stellite Deloro®* e depositadas pelo processo Plasma por Arco Transferido (PTA) em três condições:

- Depósitos lineares em substratos retangulares de aço AISI 1020 para análise e caracterização preliminar;
- Depósitos circulares em substratos cilíndricos de aço AISI 1020, para adequação com os testes de desgaste do tipo rotativo;
- Depósitos sobre um molde de cobre refrigerado (coquilha), para avaliar a influência do substrato nas propriedades mecânicas.

A escolha do substrato de carbono decorre da condição de degradação imposta as propriedades originais da liga pelo efeito da diluição de Fe. Foi demonstrado que o aço AISI 1020 apresentou os menores níveis de diluição quando comparados aos aços inoxidáveis AISI304 e AISI410 para a condição

de processamento sob condições baixas taxas de alimentação de pó (Yaedu *et al.*, 2002).

Para as deposições utilizou-se a central de processamento de materiais duros do Laboratório Engenharia de Superfícies da UFPR - modelo Starweld 300 PTA *Welding System* do fabricante Delloro *Stellite* Inc (Figura 2.1)



Figura 2.1- Equipamento de PTA – Laboratório de Engenharia de Superfícies – UFPR

## 2.2. Parâmetros de Processamento

A escolha dos parâmetros de processamento baseou-se em valores otimizados em trabalhos anteriores (Gomes *et al.*, 2012).

Os parâmetros de processamento utilizados para os depósitos lineares e circulares são mostrados na Tabela 2.2.



Tabela 2.2- Parâmetros de deposição via processo PTA.

Parâmetros	Valores
Fluxo de gás de plasma – Ar	2,0 L/min
Fluxo de gás de proteção – Ar	15,0 L/min
Fluxo de gás de arraste do pó – Ar	1,0 L/min
Intensidade de corrente	120 A
Voltagem	24 V
Taxa de alimentação do pó	Constante em volume
Velocidade de avanço da tocha	100 mm/min
Distância tocha-peça	10 mm

Para o estudo da influência do substrato nas propriedades, deposições em coquilha e em substrato de aço AISI 1020 foram realizadas utilizando as velocidades de avanço da tocha de 50 mm/min e 150 mm/min e os demais parâmetros de processamento mantidos constantes, de acordo com a Tabela 2.2.

## 2.3. CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO

### 2.3.1. Deposições Lineares

Para o processamento dos depósitos lineares os substratos de aço AISI 1020 foram cortados na forma de chapas retangulares nas dimensões de (100x100x10) mm previamente usinadas para remoção de óxidos e sujidades. Dois depósitos lineares foram processados por substrato, distanciados de forma equidistantes (Figura 2.2), sendo um referente ao revestimento de *Stellite 1* e o outro ao revestimento de *Stellite 6*. As extremidades foram desprezadas e considerou-se para os depósitos um comprimento útil de 80 mm para cada cordão.

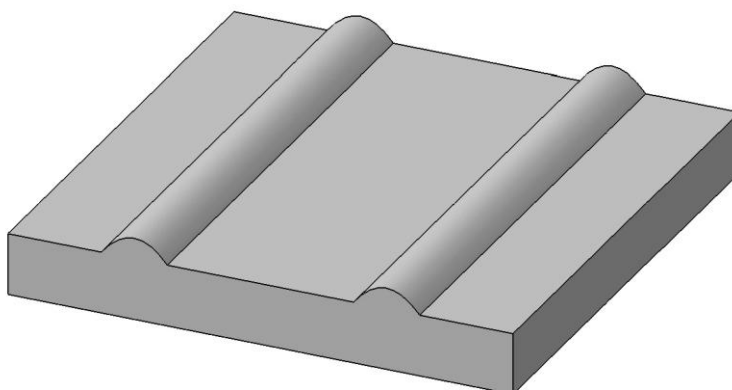


Figura 2.2 - Representação esquemática dos depósitos lineares.

### 2.3.2. Deposições Circulares

Para a preparação dos depósitos circulares ou discos de desgaste, utilizaram-se barras circulares de diâmetro nominal de 2" ¼ posteriormente cortada e usinadas de forma a obter amostras cilíndricas nas dimensões iniciais  $20 \pm 1$  mm de espessura e  $54 \pm 0,1$  mm de diâmetro, livres de óxidos e impurezas.

Os substratos cilíndricos foram fixados numa placa de três castanhas atrelada a um motor da marca WEG com potência de 0,25 CV. Durante o processamento a tocha do equipamento PTA manteve-se fixa enquanto que o conjunto substrato/placa de fixação manteve-se em movimento rotativo. A Figura 2.3 abaixo mostra o esquema construtivo utilizado para as deposições circulares.



Figura 2.3 - Sistema utilizado para deposição circular.

A rotação do motor foi adequada para manter a velocidade linear da tocha de 100mm/min (Tabela 2.2) por meio de um módulo externo inversor de frequência da marca WEG modelo CFW08. Um cordão circular de 38 mm de diâmetro foi depositado por amostra, conforme representado na Figura 2.4 (a). Para o diâmetro do depósito utilizado de 38 mm a rotação do inversor foi de 664 rpm.

A escolha das dimensões iniciais citadas para a espessura dos substratos circulares de 20 mm foi necessária no sentido de minimizar possíveis distorções e empenamento do mesmo em decorrência do elevado

aporte de energia gerado durante o processo de deposição, dificultando a etapa posterior de usinagem.

Posteriormente as amostras foram usinadas para obtenção das dimensões finais satisfatórias e requeridas, pelo equipamento tribômetro, mantidas entre  $\varnothing 54 \pm 0,5 \text{ mm}$  X  $10 \pm 0,5 \text{ mm}$  de para os substratos, para a realização dos testes. Os revestimentos foram usinados via torneamento de forma a obter uma pista com altura de reforço de  $(1,6 \pm 0,2) \text{ mm}$ , conforme esquematizado na Figura 2.4 (b), seguido de um lixamento automático com acionamento pneumático da marca Metkon modelo Gripo 1V de carga constante e rotação controlada com lixa d'água nas granas 220, 320, 400, 600 e 1200 da marca Bosch, de forma a remover as marcas decorrentes da usinagem e minimizar o efeito do encruamento superficial decorrente da mesma. Por fim realizou-se um polimento automático para controlar o grau de acabamento e rugosidade necessários pela norma ASTM G99-95 (1995) para realização dos ensaios.

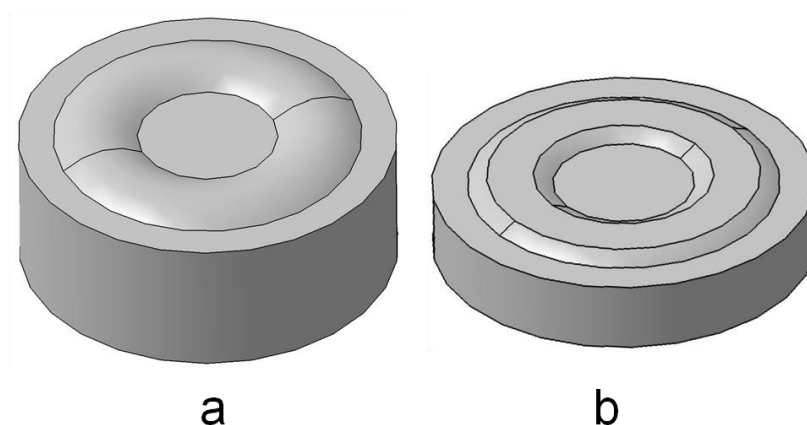


Figura 2.4 - Aspecto dos corpos de prova: a) como depositado e b) como usinado.

A condição de paralelismo ou batimento axial foi medida antes dos testes, via relógio apalpador da marca Mitutoyo modelo 513-404E para cada amostra na condição final de preparação e devidamente montadas no equipamento tribomômetro. Verificou-se uma condição de batimento axial com precisão obtida de cerca de  $0,15 \text{ mm}$  ou  $0,5^\circ$  de variação radial para todas as amostras. O acabamento das superfícies polidas apresentou valores obtidos de rugosidade média ( $R_a$ ) iniciais para todas as amostras de  $(0,005 \pm 0,001) \mu\text{m}$ . Os requisitos de paralelismo e acabamento superficial foram adequados a recomendação da norma ASTM G99-95 (1995).

### 2.3.3. Processamento em Coquilha

A fim de eliminar o efeito do substrato, e portanto da diluição, nas propriedades mecânicas de dureza e módulo de elasticidade dos depósitos, amostras foram processadas em um molde de cobre refrigerado (coquilha), onde foi possível a obtenção de mini-tarugos das ligas processadas sem a influência de substratos para comparação com depósitos em substratos processados nas mesmas condições. As deposições foram realizadas na cavidade de uma coquilha de cobre, nas dimensões de 20x5x5mm, conforme representação da Figura 2.5 abaixo e em substratos retangulares como indicado no item 2.3.1. Foram utilizadas as velocidades de processamento de 50 mm/min e 150 mm/min e os demais parâmetros foram mantidos constantes conforme descrito no item 2.2. A vazão do fluxo de água de resfriamento no interior da molde foi constante em 600 l/h. Um depósito para cada uma das ligas testadas e velocidades referidas foi processado.

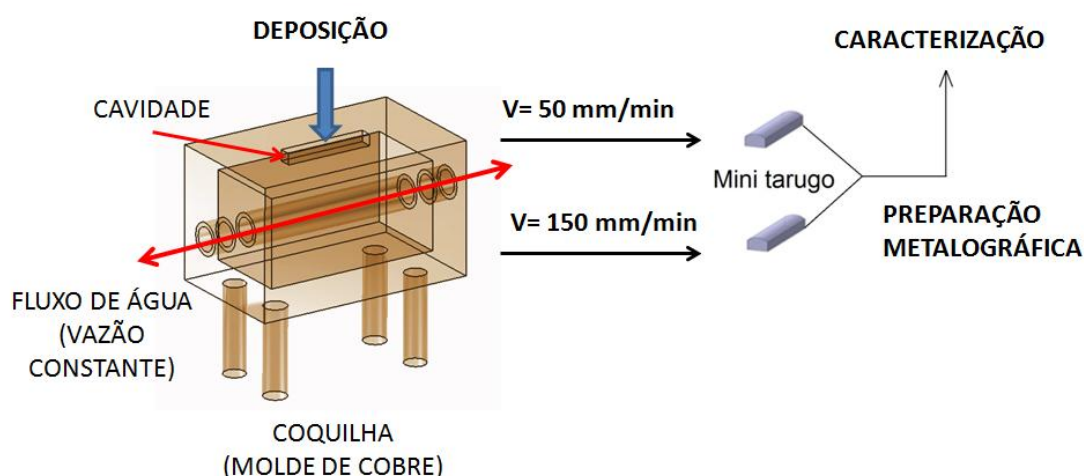


Figura 2.5 - Representação do processamento em coquilha.

## **2.4. CARACTERIZAÇÃO**

### **2.4.1. Caracterização dos revestimentos**

Os cordões depositados na forma linear e circular foram examinados previamente por inspeção visual para verificar a ocorrência de possíveis defeitos e sua integridade. Na sequência foram fotografados e seguiram as operações de corte transversal e preparação metalográfica para determinação das dimensões da altura do reforço, penetração, largura do cordão e diluição.

Para a operação de corte transversal dos cordões utilizou-se a cortadeira Arotec modelo Arocor 60. A preparação metalográfica foi realizada mediante embutimento das amostras cortadas, lixamento com lixa d'água nas granas 320, 400, 600 e 1200 e polimento com alumina de 1 $\mu$ m de granulometria para caracterização. Para o embutimento, utilizou-se a embutidora Arotec Pre 30 Mi e para as operações de lixamento e polimento das amostras utilizou-se a politriz modelo Aropol S da marca Arotec. Todo o procedimento de preparação e caracterização foi realizado no Laboratório de Engenharia de Superfícies na UFPR

### **2.4.2. Efeito da temperatura no revestimento**

Com o intuito de avaliar o efeito da temperatura na resposta metalúrgica e comportamento mecânico, amostras obtidas a partir do corte da seção transversal dos depósitos circulares, foram expostas a diferentes Temperaturas em um forno da marca Linn Elektrotherm. O forno foi preaquecido em cada uma das temperaturas desejadas antes da inserção das amostras. Foram realizados tratamentos térmicos isotérmicos nas temperaturas de 450°C, 600°C e 750°C durante 3h e resfriamento realizado ao ar.

As propriedades mecânicas de dureza e módulo de elasticidade e análise microestrutural, foram realizadas nesta ordem, para as amostras não tratadas termicamente (como depositadas), como referência, e nas amostras após a exposição dos referidos ciclos térmicos, após a preparação escrita no item 2.4.1.

As análises de diluição e perfil microestrutural foram realizadas no microscópio óptico Olympus BX51, via análise de imagens pelo software AnalySIS .

O perfil de microdureza e módulo de elasticidade dos revestimentos foi realizado em um equipamento de microdureza instrumentada da marca CSM. Os valores foram medidos com uma carga de 0,3 kg (HV 0,3). Adotou-se como critério a tomada de três perfis paralelos distribuídos simetricamente na região central dos reforços dos cordões, Figura 2.6. Para cada perfil a primeira impressão foi realizada na região imediatamente do topo do revestimento e a última na região próxima a linha de fusão. As impressões foram distanciadas entre si de 220 $\mu$ m e 290  $\mu$ m respectivamente para os revestimentos de *Stellite* 6 e *Stellite* 1 em decorrência das diferentes alturas totais dos reforços dos revestimentos. Os perfis foram distanciados entre si cerca de 500 $\mu$ m. Os distanciamentos foram suficientes e necessários para garantir o espaçamento recomendado por norma de cerca de 2,5 vezes o diâmetro das impressões para evitar sobreposições dos campos de tensões decorrentes de cada impresssão à suas imediatamente circunvizinhas (Metals Handbook,1990).

O módulo de elasticidade foi estimado a partir das curvas de descarga geradas durante as impressões por análise de imagem via rotina computacional considerando a região da curva correspondente ao retorno elástico de cada impressão.

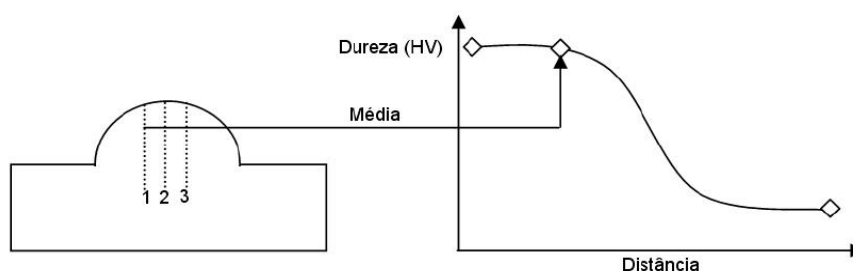


Figura 2.6 – Esquema da distribuição do perfil de impressões vickers para análise das propriedades de microdureza e módulo da secção transversal dos revestimentos.

As propriedades de dureza e módulo de elasticidade foram também avaliadas a partir da superfície dos discos de desgaste, após os ensaios, a fim de correlacionar a dureza diretamente referente aos testes com o desempenho do desgaste, e foram medidas a partir de impressões Vickers realizadas nas adjacências das trilhas, conforme a Figura 2.7 abaixo.

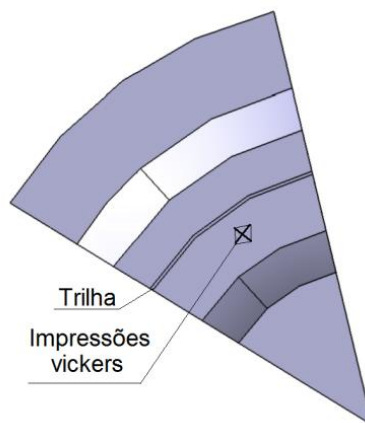


Figura 2.7- Medições de dureza de topo realizadas nas superfícies dos discos de desgaste após os ensaios

Foram realizadas 5 impressões por amostra e o equipamento utilizado segue o descrito no item 2.4.2.

Para análise microestrutural as amostras preparadas foram atacadas eletroliticamente a 1,5 V por 5 s em solução de ácido oxálico saturado. Adotou-se como critério considerar a análise da região central dos reforços dos revestimentos como depositados, a partir da secção transversal.

### 2.4.3. Efeito do substrato

Os mini tarugos, obtidos a partir do processamento em coquilha, e os depósitos lineares foram cortados transversalmente seguindo a preparação metalográfica, descrita anteriormente para posterior caracterização.

As análises foram realizadas ao longo da seção transversal em três regiões, sendo a região (A) próxima da face externa, (B) central e (C) base próximo ao fundo da cavidade para os mini tarugos).

Foram avaliadas as propriedades de microdureza, módulo de elasticidade, análise semiquantitativa de composição via espectroscopia de energia dispersiva (EDS), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia laser confocal. Posteriormente as amostras foram atacadas eletroliticamente em solução de 100ml de H<sub>2</sub>O destilada + 10 mL HCl 32% (8,77mol/l) + 10g CrO<sub>3</sub>(s) dissolvido em solução, para análise microestrutural.

## 2.4.4. Desempenho ao Desgaste com a Temperatura

### 2.4.4.1. Ensaios de Desgaste em Elevada Temperatura.

Os ensaios de desgaste por deslizamento foram realizados por meio de um Tribômetro de Alta Temperatura da marca CSM. O equipamento permite analisar o desgaste por deslizamento de diferentes corpos sob contato relativo e expostos às condições conhecidas e controladas de carga, velocidade relativa, distância de deslizamento e temperatura.

Optou-se por utilizar a configuração de teste na geometria esfera contra disco de acordo com a norma ASTM G99-95 e mostrada esquematicamente na Figura 2.8.

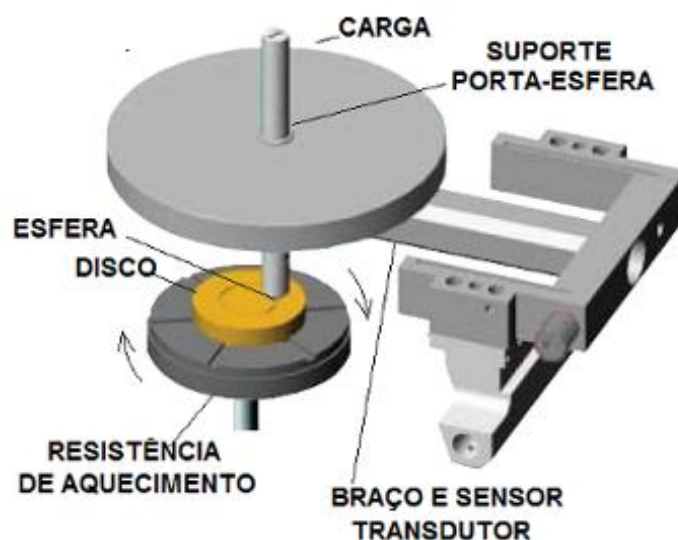


Figura 2.8 - Esquema representativo dos elementos construtivos do tribômetro rotativo para alta temperatura

Os discos de desgaste, processados na forma de depósitos circulares e cuja preparação foi descrita, foram acoplados no interior de um forno com uma cavidade circular envolvida por uma resistência de aquecimento e fixados por um anel travante. A base da cavidade do forno contém um termopar que permite o monitoramento da temperatura. A esfera foi montada sobre uma haste rígida, porta-pino, fixada verticalmente sobre um braço horizontal e transdutor de carga. Antes de iniciar o teste o braço porta esfera é nivelado quando do contato inicial com o disco para promover uma distribuição de carga uniforme na interface. Anilhas de carga foram adicionadas na haste fixa para impor a carga de teste. Durante o teste a haste porta esfera se mantém fixa



enquanto que o disco rotaciona com velocidade relativa e distância total de deslizamento estabelecidas.

Os testes foram realizados isotermicamente nas temperaturas ambiente (TA), 450°C, 600°C e 750°C. Os demais parâmetros foram mantidos constantes, sendo, velocidade de deslizamento de 0,3 m/s, carga de 2N e distância total de deslizamento de 3000 m.

Para os ensaios a temperatura ambiente (TA), a temperatura e a umidade foram mantidos na faixa de  $(22 \pm 2)^\circ\text{C}$  e  $(60 \pm 5)\%$ , respectivamente. O tempo de permanência em cada temperatura durante os ensaios, em função da velocidade e distância programadas, foi de 2h 54min. O resfriamento foi lento e homogêneo e realizado com as amostras acopladas no tribômetro.

Utilizou-se como contra-corpo, ou elemento fixo, uma esfera de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) com 99,6% de pureza de 3 mm de diâmetro como elemento de maior dureza relativa do tribossistema. Antes de cada ensaio os discos e as esferas de desgaste foram limpas ultrasonicamente em banho de acetona.

As superfícies desgastadas foram caracterizadas via Microscopia Laser Confocal, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) e Difratomia de raios-x (DRX). A primeira para determinação da taxa de desgaste via análise de perfilometria das trilhas, a segunda para estudo da morfologia de superfície e a terceira para análise dos óxidos formados no interior das trilhas e diluição média de acordo com os teores de Ferro medidos.

Para análise do coeficiente dimensional de desgaste (k), as superfícies desgastadas foram analisadas via microscopia laser Confocal modelo Lext-Olympus OLS4000 via análise de imagens por perfilometria das trilhas de desgaste. Adotou-se como critério a divisão do caminho circular dos discos de desgaste em quatro quadrantes, como mostrado na Figura 2.9. Foram realizadas 10 medições de área das trilhas desgastadas para cada uma dos quatro quadrantes analisados de forma a obter um valor médio e representativo da condição ensaiada. Similar abordagem foi realizada por (Aoh & Chen, 2001). Este procedimento foi necessário devido às irregularidades e não uniformidade na largura das trilhas

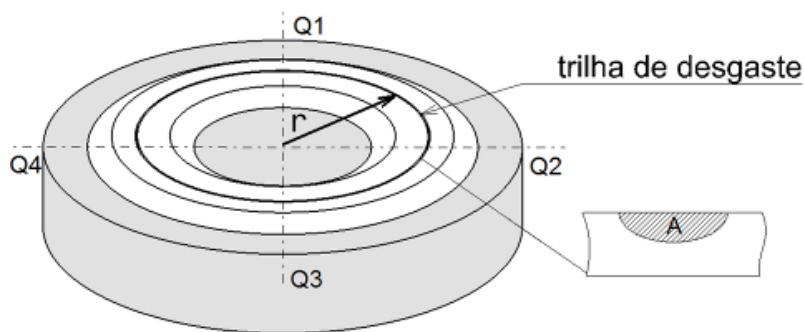


Figura 2.9 - Esquema representativo da medição da perda de volume das trilhas de desgaste por perfilometria.

O valor médio obtido para área média da secção transversal das trilhas ( $A_m$ ) foi multiplicado pelo perímetro linear percorrido durante o teste ( $2\pi r$ ), para o cálculo do volume de material perdido, conforme a equação (4) abaixo.

$$Q = 2\pi r A_m \quad (mm^3) \quad (4)$$

O raio de teste foi uma variável de controle do equipamento de teste, o tribômetro de alta temperatura, e fornecido com precisão de 0,01 mm. Foram utilizados valores de raio entre (16,00 e 18,00) mm conforme a condição de concentricidade de cada amostra.

Para o cálculo dos coeficientes de desgaste ( $k$ ) associados às taxas de desgaste, a perda de volume foi normalizada pela carga de ensaio ( $N$ ) e pela distância total de deslizamento ( $m$ ), em unidades [ $mm^3/N.m$ ] para cada condição testada, conforme a equação de Archard simplificada, equação (2).

Adotou-se a região mais crítica dentre os quadrantes analisados, em termos de área da secção desgastada, como critério de escolha da região das trilhas tomada para análise de superfície e perfilometria para cada amostra e condições testadas.

O discreto campo de deformação das trilhas observadas para ambos os revestimentos testados, na condição da temperatura de referência (ambiente), exigiu para efeito comparativo, a aplicação de um zoom no eixo de referência Z a fim de permitir a visualização do campo de deformação plástica associado aos testes. A utilização deste recurso foi padronizada para as demais temperaturas analisadas de forma a permitir a comparação dos resultados. O uso deste recurso não alterou os valores medidos relativos às áreas da secção desgastada

A análise química foi realizada analisando-se a composição semi quantitativa por EDS após os testes de desgaste, para cada temperatura e materiais testados, comparando-se na mesma amostra a variação de composição decorrente da oxidação pura, apenas do material base na região fora da pista (nas adjacências da trilhas de desgaste), e na condição de oxidação e desgaste combinados, medida no interior das trilhas .

Adotou-se uma área de análise fora das trilhas de 1 mm X 0,5 mm ou 1,5 mm<sup>2</sup> e para análise no interior das trilhas considerou-se uma área quadrangular que considerou as dimensões da largura das trilhas, variável a cada ensaio e condição testadas.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1. Caracterização dos Cordões

A mudança da condição de deposição linear para circular, esta última necessária para adequação com os testes de desgaste, pode representar alterações na geometria e nas propriedades finais dos depósitos pela mudança do escoamento de calor. A fim de comprovar esta hipótese, a análise comparativa entre os depósitos foi realizada como discutido na sequência.

A inspeção visual dos depósitos revelou cordões íntegros e ausência de trincas e poros para ambos os revestimentos *Stellite 1* e *Stellite 6* processados tanto na condição de depósitos lineares quanto circulares (Figura 3.1).



Figura 3.1 - Aspectos dos cordões como depositados dos revestimentos processados nas condições: a) *Stellite 1*-linear; b) *Stellite 6*-linear; c) *Stellite 1*-circular; d) *Stellite 6*-circular.

Os resultados obtidos via análise de imagens dos depósitos a partir da seção transversal dos mesmos mostraram que para ambos os revestimentos avaliados a geometria e a diluição dos depósitos é afetada quando a condição de processamento varia do depósito linear para circular (Figura 3.2).

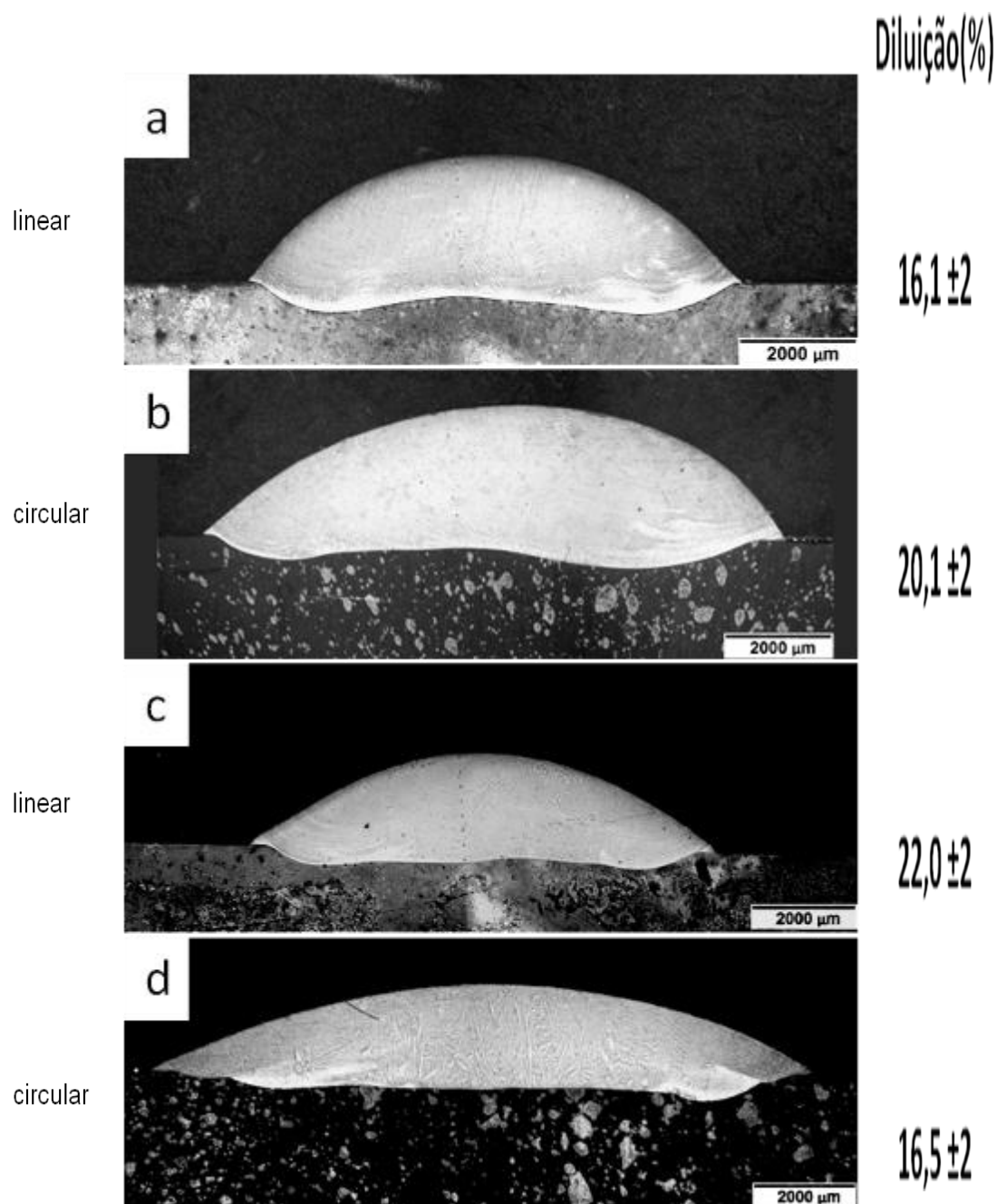


Figura 3.2 - Aspectos dos perfis via MO da secção transversal dos revestimentos processados nas condições: a) *Stellite 1*-linear; b) *Stellite 1*-circular; c) *Stellite 6*-linear; d) *Stellite 6*-circular.

Os valores obtidos para as medições geométricas dos cordões baseadas na análise da secção transversal dos depósitos são mostrados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Dimensões geométricas dos cordões como depositados para os revestimentos de *Stellite 1* e *Stellite 6* para as condições dos depósitos circulares e lineares.

Dimensão	Unidade	Stellite 1		Stellite 6	
		Circular	Linear	Circular	Linear
<b>Largura</b>	mm	11,0	8,1	13,0	9,0
<b>Reforço</b>	mm	2,5	2,07	1,64	1,86
<b>Penetração</b>	mm	0,66	0,68	0,66	0,48
<b>Área fundida total</b>	mm <sup>2</sup>	23	14,6	19,1	13,3
<b>Área diluída</b>	mm <sup>2</sup>	3,7	2,93	4,2	2,2

As variações de forma relativas dos cordões mostradas na Tabela 3.1 podem estar relacionadas com as diferenças no escoamento de calor, que no caso dos depósitos circulares tende a ser radial e mais lento em relação ao caso linear aumentando a molhabilidade dos substratos e favorecendo o aumento das larguras dos cordões, como demonstrado na Tabela 3.1. As pequenas variações nas alturas dos reforços e na penetração são esperadas devido ao movimento de convecção durante a solidificação gerando as variações de forma visíveis na Fig 3.2, de forma que a mudança do escoamento de calor foi mais impactante sobre a largura dos cordões.

Os valores de diluição dos revestimentos calculados pelo método das áreas, considerando os valores da Tabela 3.1 são apresentados na Tabela 3.2

Tabela 3.2 – Valores de diluição calculados para os revestimentos

Diluição (%)			
Stellite 1		Stellite 6	
Circular	Linear	Circular	Linear
16,1±2	20,1±2	22,0±2	16,5±2

Não foi possível uma correlação direta entre a mudança de geometria de depósito e a diluição uma vez que o revestimento de *Stellite 1* apresenta tendência de redução quando alterada a geometria de linear para circular o revestimento de *Stellite 6* apresenta tendência oposta.

Para análise microestrutural (Figura 3.3) considerou-se a região central da seção transversal dos revestimentos mostradas na Figura 3.1. Observa-se para ambos os revestimentos a formação típica de uma microestrutura hipoeutética composta por uma matriz de dendritas primárias austeníticas ricas

em Cobalto da fase Co- $\alpha$ -CFC (regiões claras) e um constituinte eutético na região interdentrítica composto de carbeto e Co- $\alpha$  em solução sólida (regiões escuras). A liga atomizada *Stellite 1* é descrita por apresentar uma estrutura hipereutética (Foltran, 2000). Devido ao teor nominal de carbono de 2,4%, a liga está no limiar da transformação eutética, como indicado no pseudo-diagrama binário (Figura 1.4) e por isso, variações na composição química decorrente do processamento desta liga geram uma estrutura hipoeutética devido a diluição de ferro dos substratos para os revestimentos, como observado.

Resultados similares foram encontrados no processamento de *Stellite 6* por soldagem TIG sobre aço ferramenta AISI H11 *tool steel* (Kashani, *et al.*, 2007), soldagem TIG sobre aço baixo carbono (Jeshvaghani *et al.*, 2001) e soldagem PTA sobre aço S45C médio carbono (Aoh & Chen, 2001)

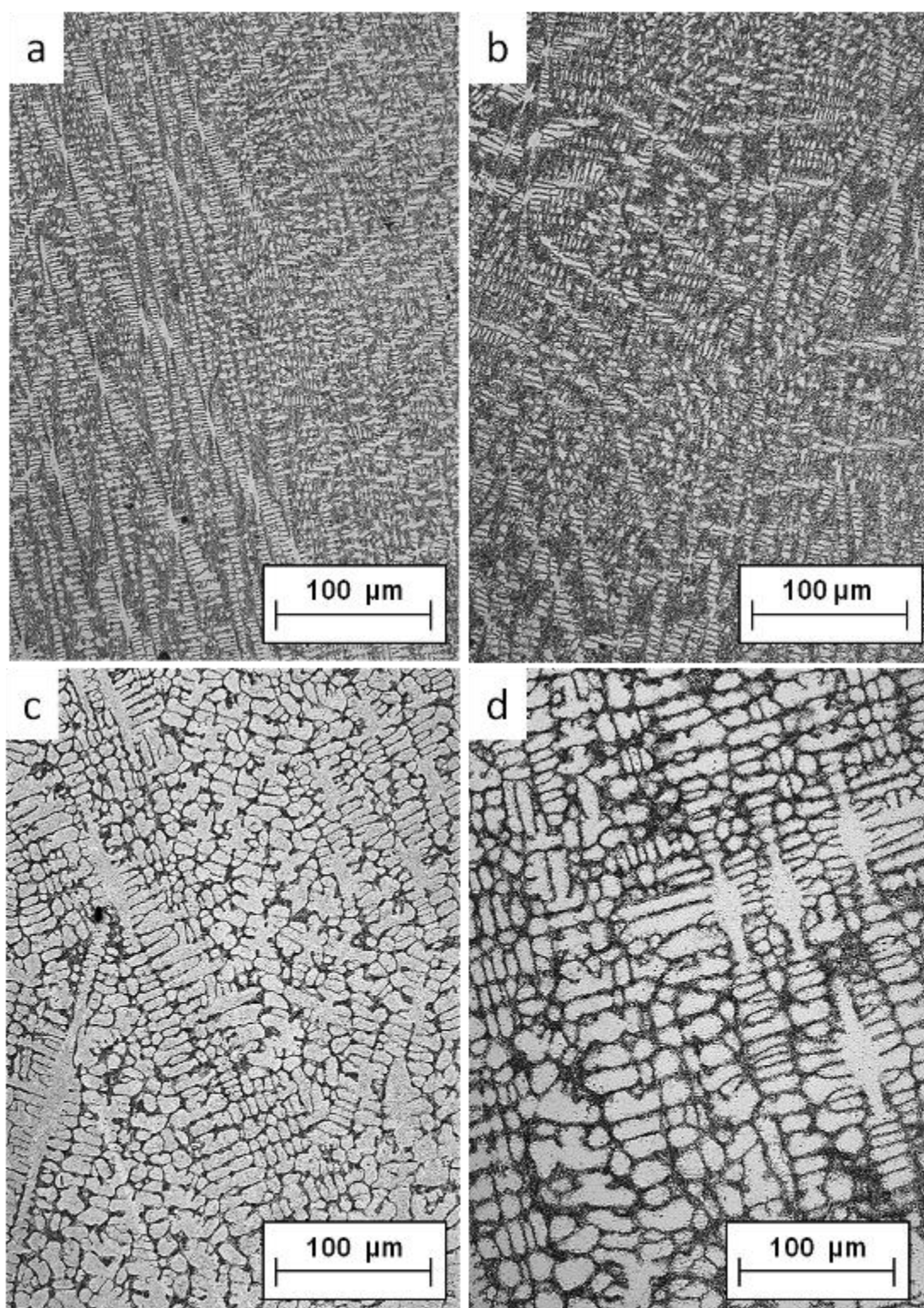


Figura 3.3 - Aspectos microestruturais da região central da secção transversal dos revestimentos processados nas condições: a) *Stellite* 1-linear, b) *Stellite* 1-circular, c) *Stellite* 6-linear, d) *Stellite* 6-circular



A fim de verificar a presença das fases presentes nos revestimentos e possíveis óxidos formados foi realizada a análise de difratometria de raios-x (DRX). As Figuras 3.4 e 3.5 apresentam os padrões de DRX para as superfícies polidas dos revestimentos circulares nas condições limites de teste, a TA e após 750°C.

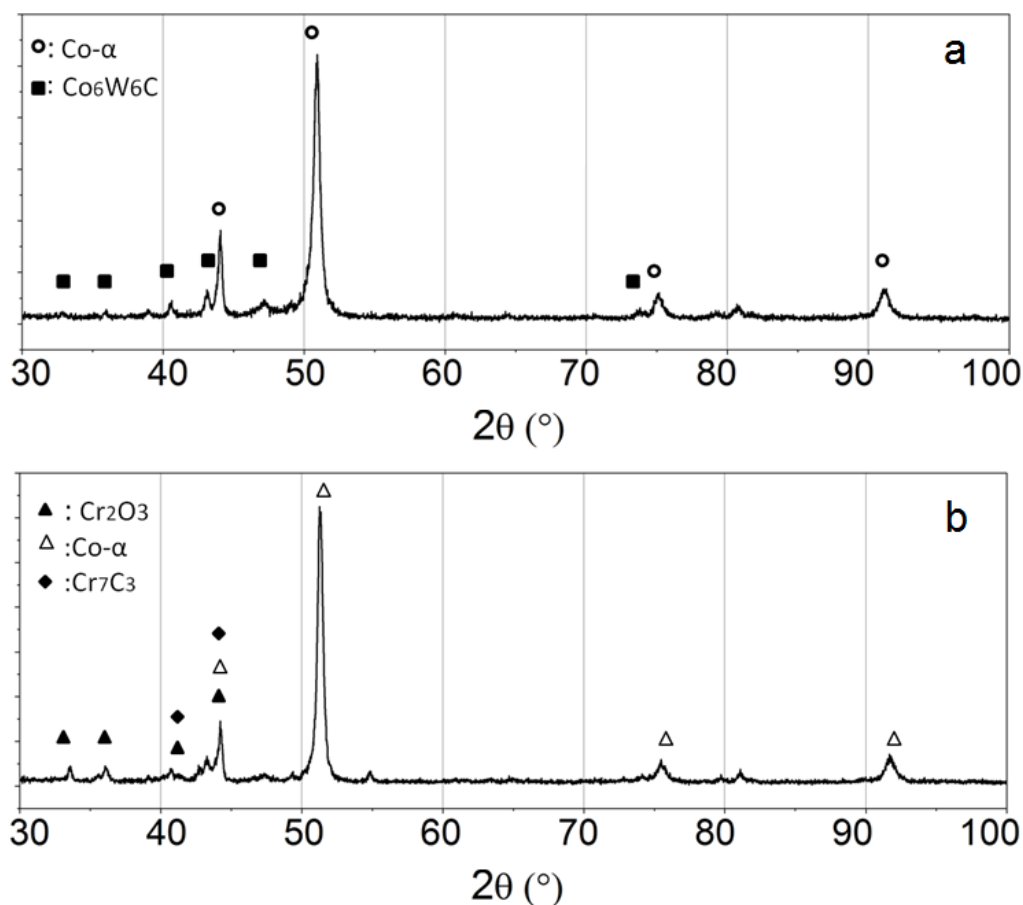


Figura 3.4 – Padrões de DRX para os revestimentos de *Stellite 1* nas condições: a) TA e b) após 750°C.

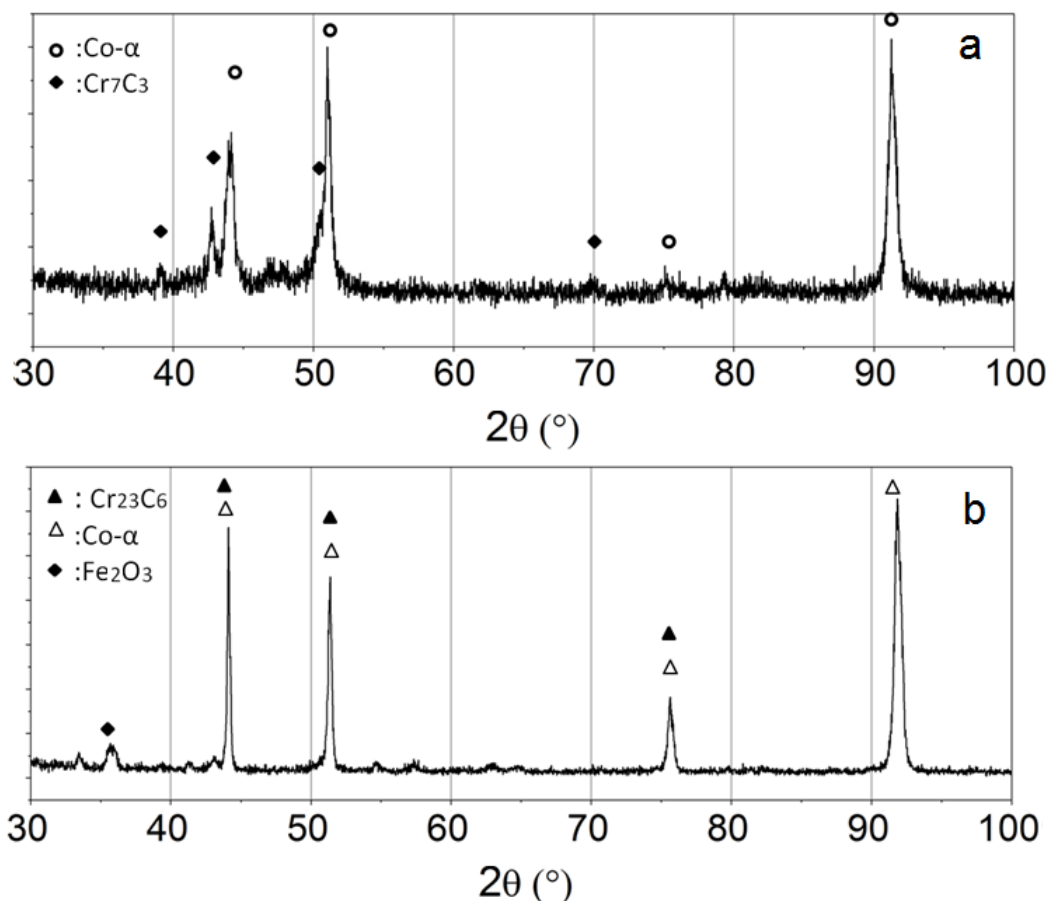


Figura 3.5 - Padrões de DRX para os revestimentos de *Stellite 6* nas condições: a) TA e b) após 750°C.

Para os revestimentos de *Stellite 1* observou-se os picos de Co- $\alpha$  típicos da matriz austenítica. Foram identificados os carbetos do tipo  $(\text{Co},\text{W})_6\text{C}$  para a temperatura ambiente e os carbetos do tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  após a exposição a 750°C, Figura 3.3. Para os revestimentos de *Stellite 6* foram observados os carbetos  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  em TA e carbetos do tipo  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  após a exposição a 750°C. Nestas ligas processadas ocorre a formação de carbetos dos tipos  $\text{M}_6\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , sendo que o carbeto tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  desempenha importante papel na resistência ao desgaste (Campbel, 2006). Este resultado está de acordo com o observado, no qual, o maior teor de Tungstênio da liga *Stellite 1* possibilitou a formação de carbetos tipo  $(\text{Co},\text{W})_6\text{C}$  após o processamento da mesma. Além disso, os carbetos de Cromo são os mais comumente encontrados nas ligas da família *Stellite* embora os carbetos do tipo  $\text{M}_6\text{C}$  formados por Tungstênio são os mais importantes no aumento da resistência (Davis, 2000). A condição de formação dos carbetos foi apresentada no item 1.2.4 da revisão bibliográfica.

Diferenças observadas em relação aos revestimentos, independentemente da geometria do depósito, devem-se ao maior teor de elementos de liga formadores de carbeto como o Tungstênio e Carbono para *Stellite 1*, (2,45%C e 13%W) contra (1,2%C e 4,5%W) para *Stellite 6*. Esses elementos deslocam a curva liquidus do pseudo-diagrama binário Co- $\gamma$ -M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, mostrado na Figura 1.4, para temperaturas menores favorecendo a formação dos constituintes eutéticos. Por isso uma maior fração em volume de constituintes eutéticos e carbeto (regiões escuras) são observadas para os revestimentos de *Stellite 1*.

A microestrutura apresenta variações ao longo da seção transversal decorrente da solidificação dos revestimentos. De acordo com Davis (2000), uma microestrutura mais grosseira é esperada em regiões próximas a interface substrato-revestimento (zona de crescimento planar-colunar) em relação às regiões próximas à face externa dos cordões (zona de crescimento dendrítico). Como a região de análise microestrutural foi sempre a região central dos revestimentos, Figura 3.3, a redução das alturas relativas dos reforços mostradas na Figura 3.2, do caso linear para o circular, decorrentes da mudança do escoamento de calor, podem sugerir que as microestruturas mais grosseiras (b) e (d) se formam por estarem mais próximas da interface substrato-revestimento. Para comprovar se alterações microestruturais afetaram as propriedades dos revestimentos foram avaliadas as propriedades mecânicas de dureza e módulo de elasticidade.

Os perfis de dureza dos revestimentos são mostrados na Figura 3.6. Observa-se que não há variações significativas de dureza ao longo do perfil transversal dos revestimentos. Valores médios obtidos são mostrados na Tabela 3.3. Os maiores valores médios de dureza foram observados para os revestimentos de *Stellite 1*, em função da maior fração em volume dos constituintes eutéticos ricos em carbeto.

Tabela 3.3 - Dureza obtida para os revestimentos nas diferentes condições de processamento

Dureza, H(Kgf/mm <sup>2</sup> )			
<i>Stellite 1</i>		<i>Stellite 6</i>	
Circular	Linear	Circular	Linear
554±18	559±21	429±11	429±16

Desse modo as variações de microestrutura mostradas não impactam na propriedade de dureza para os revestimentos de *Stellite 6* nas condições de processamento utilizadas.

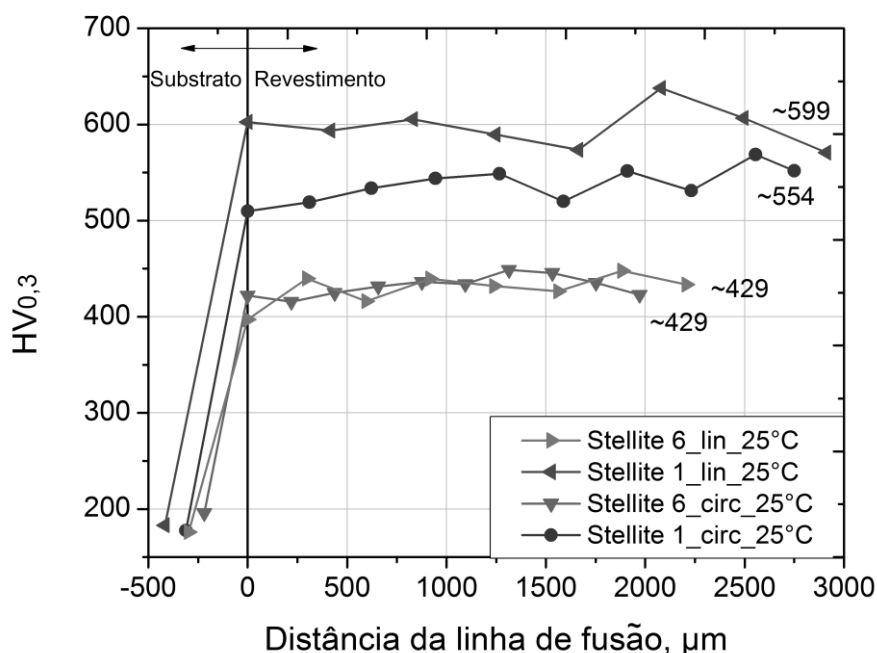


Figura 3.6 - Perfil de microdureza vickers (HV 0,3) dos revestimentos processados nas condições linear e circular

É sabido que o módulo de elasticidade depende da composição química e da temperatura (Davis, 2000). Quando medido a quente, sob o efeito direto da temperatura, o módulo de elasticidade tende a decair em função da redução das forças de ligação interatômicas. Nas condições de teste em que o E foi sempre medido na temperatura ambiente não são esperadas variações nos valores de cada revestimento mesmo após a exposição à temperatura. A Tabela 3.4 mostra os valores de módulos de elasticidade obtidos e os respectivos valores de referência do fabricante das ligas. Entretanto como a condição de processamento do fabricante não é conhecida, os valores do módulo obtidos para as amostras na forma de mini-tarugos, processados em coquilha e livres da influência do substrato, são também fornecidos por representarem uma melhor referência das propriedades das ligas fundidas.

Tabela 3.4 - Módulo de Elasticidade obtido para os revestimentos e minitarugos(coquilha)

<b>Módulo de Elasticidade, E(GPa)</b>					
<b><i>Stellite 1</i></b>			<b><i>Stellite 6</i></b>		
Revestimento	Coquilha	Ref*	Revestimento	Coquilha	Ref*
218±7	205±11	248	211±16	188±5	209

\* Valor nominal do módulo de Elasticidade. Retirado de [www.Stellite.co.uk](http://www.Stellite.co.uk).

Para materiais densos e multifásicos, como é o caso dos revestimentos de *Stellite*, *E* pode estar relacionado com a fração em volume das fases e seus respectivos módulos (Li, *et. al*, 1997). Os valores de módulo dos revestimentos consideram uma ponderação entre as diferentes fases presentes. Como a composição destas fases é afetada durante o processamento e varia com a composição inicial das ligas, é esperado que o maior teor de elementos de liga para *Stellite 1* repercuta em maiores valores para o módulo, conforme confirmado pelos maiores valores de referência apresentados pela fabricante (Tabela 3.3)

Variações em relação à condição de referência podem estar associadas a variações na composição química dos materiais decorrentes da diluição de ferro dos substratos. Entretanto como a condição de processamento do fabricante não é conhecida, os valores do módulo obtidos para as amostras na forma de mini-tarugos, processados em coquilha e livres da influência são também fornecido. Observa-se que o módulo de elasticidade dos revestimentos foi superior em relação as amostras processadas em coquilha o que sugere que a diluição de ferro contribui para um aumento de *E*. O efeito do substrato e seu impacto nas propriedades de dureza e módulo de elasticidade será melhor discutido posteriormente neste trabalho no item *Efeito do substrato*.

### 3.2. Efeito da Temperatura nos revestimentos

Para estudo do efeito da temperatura nos revestimentos avaliou-se os revestimentos como depositados (CD) e após a exposição aos ciclos térmicos de 450°C e 750°C. As microestruturas dos revestimentos circulares de *Stellite 1* e *Stellite 6* nas diferentes condições analisadas são mostradas nas Figura 3.7 e Figura 3.8, respectivamente.

Para *Stellite 1* comparando as condições CD e após 450°C observa-se um aumento no número de precipitados nas dendritas a 450°C (região clara). Por outro lado nas amostras após 750°C a região interdendrítica foi pouco alterada (Figura 3.7). Para *Stellite 6* percebe-se também um aumento dos precipitados nas dendritas após 450°C. Além disso nota-se um coalescimento da região interdendrítica com o aumento da temperatura, mais evidente a 750°C, em contraste a condição CD na qual verificou-se a presença de lamelas bem definidas nesta região, sugerindo fenômenos de difusão no estado sólido (Figura 3.8).

A fim de correlacionar as alterações mostradas com a temperatura e as propriedades dos revestimentos, os perfis de dureza medidos, na condição como depositados, e após a exposição aos ciclos térmicos são mostrados na Figura 3.9. Não foram observadas variações de dureza significativas desde a face externa dos cordões até próximo a linha de fusão e maiores valores foram observados para os revestimentos de *Stellite 1*. O efeito de exposição à temperatura não refletiu em alterações de dureza, comprovando a estabilidade dos revestimentos e de acordo com os perfis microestruturais mostrados nas Figuras 3.7 e 3.8.

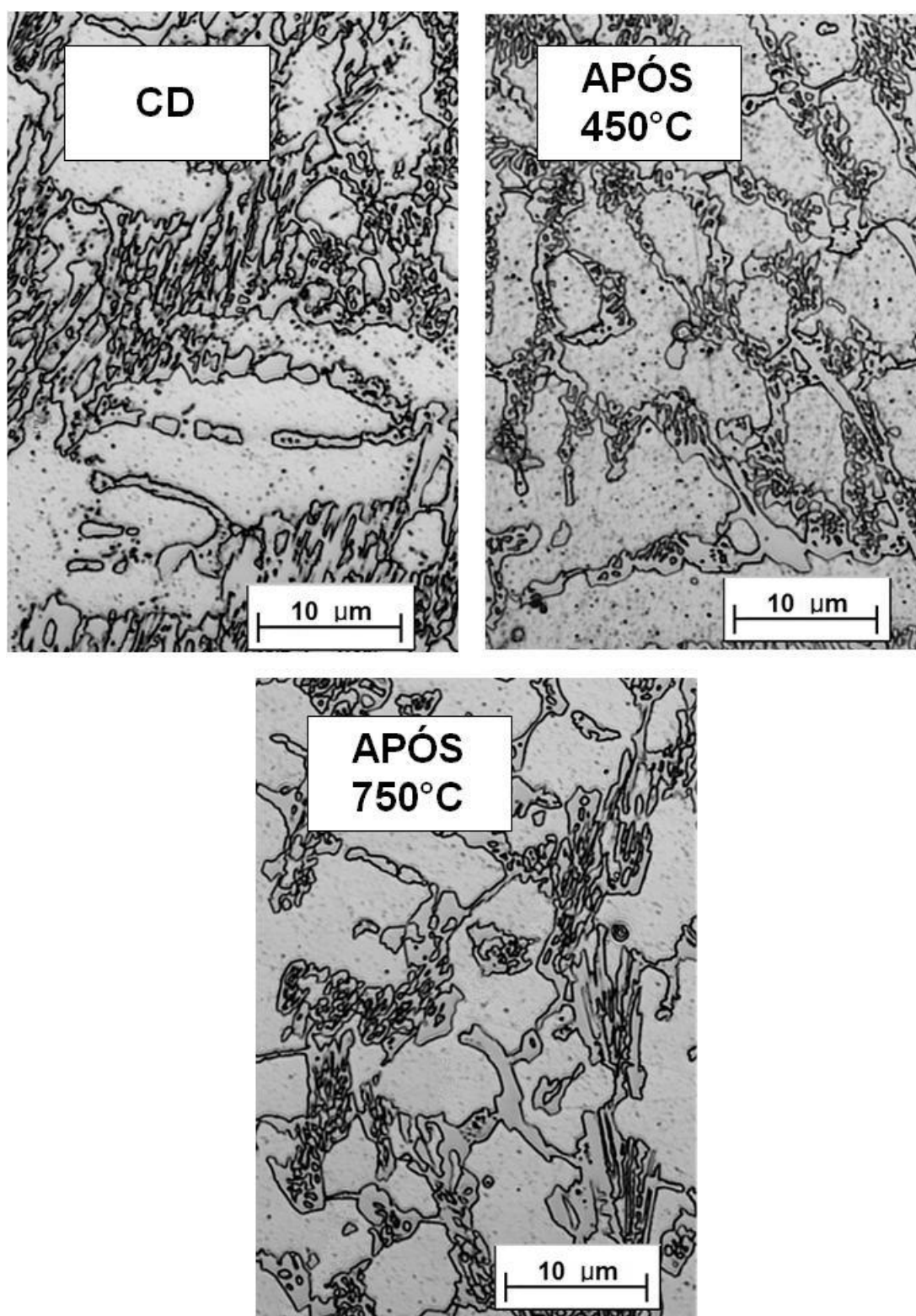


Figura 3.7 - Microestruturas dos revestimentos de *Stellite 1* obtidas por microscopia laser confocal da região central dos revestimentos nas diferentes condições analisadas.  
Amp.4200X

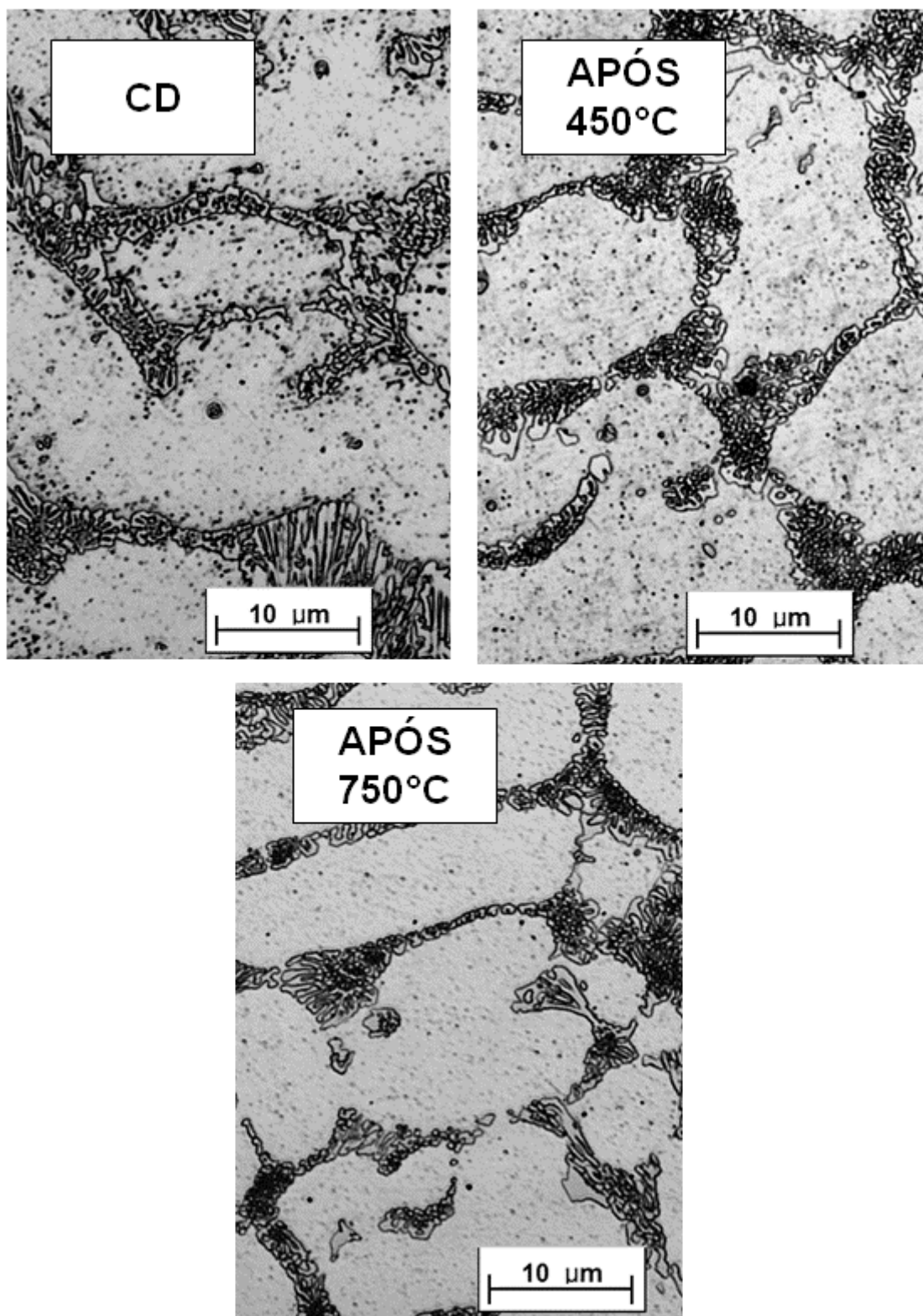


Figura 3.8 – Microestruturas dos revestimentos de *Stellite 6* obtidas por microscopia laser confocal da região central dos revestimentos nas diferentes condições analisadas.  
Amp.4200X



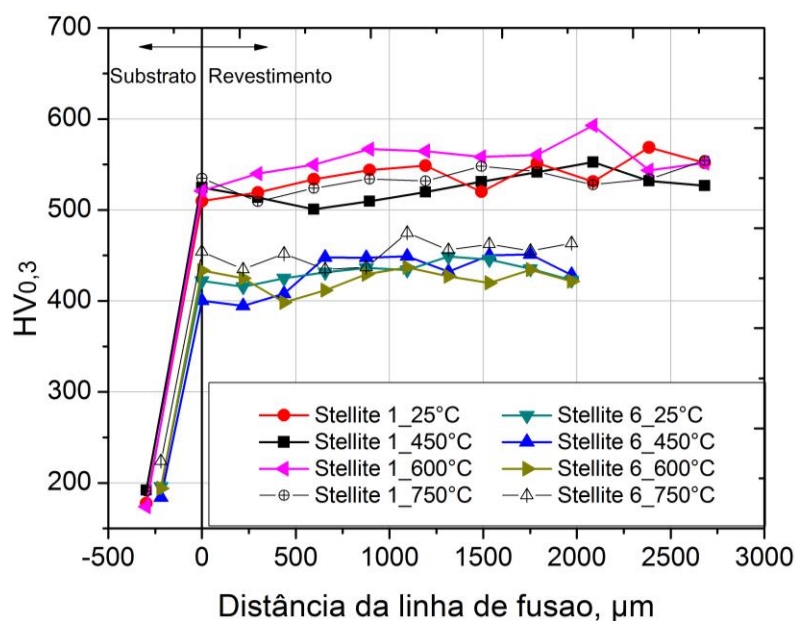


Figura 3.9 - Perfis de microdureza ao longo da seção transversal dos revestimentos antes e após a exposição aos ciclos térmicos

### 3.3. Efeito do Substrato

A fim de comprovar a hipótese levantada no item anterior, *Efeito da Temperatura nos Revestimentos*, sobre a influência da diluição de Ferro nas propriedades de dureza e módulo de elasticidade, o processamento das ligas sob a coquilha foi utilizado para comparativo com os revestimentos.

Os teores de Ferro medidos por EDS na seção transversal dos revestimentos e dos mini-tarugos provenientes do processamento em coquilha, são mostrados na Figura 3.10.

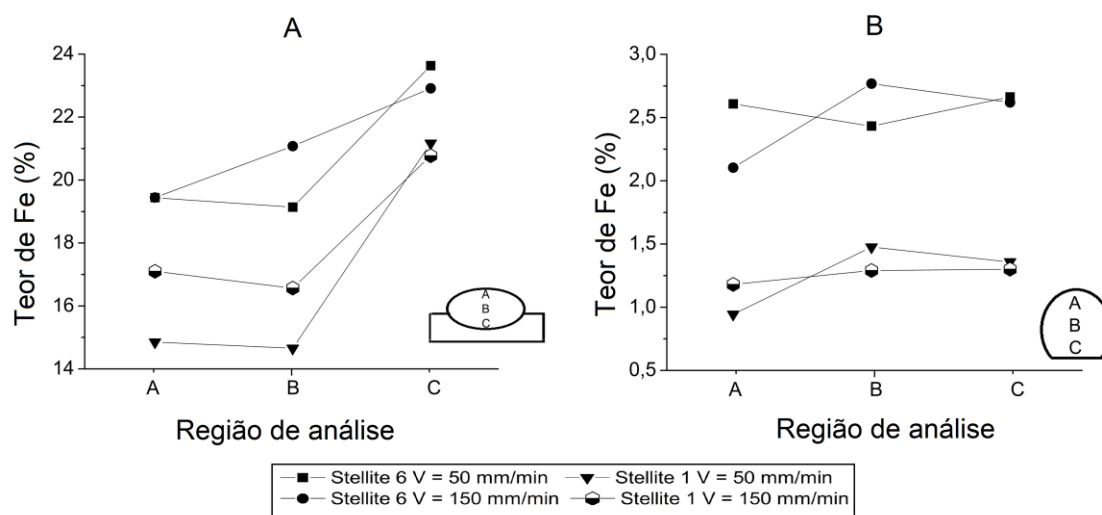


Figura 3.10.- Teores de Ferro medidos na seção transversal: A) revestimentos; B) mini-tarugos.

Observa-se que o conteúdo de Ferro nos mini-tarugos está de acordo com a composição nominal de catálogo de ambas as ligas mostradas na Tabela 2.1 e não há alterações significativas com a velocidade de processamento ao longo da seção transversal para ambos os revestimentos. O conteúdo de Ferro nos revestimentos atingiu um nível mais elevado confirmando a incorporação de Fe a partir do substrato para o revestimento (Fig. 3.10). Além disso, o gradiente de composição mostra um aumento do teor de Ferro da superfície externa até a linha de fusão. A diluição de Ferro nos revestimentos *Stellite* provenientes do substrato gera uma maior tenacidade, menor dureza e baixa resistência à corrosão em meios agressivos (Gholipour *et al.*, 2011).

As mudanças de composição durante a deposição de revestimentos, especialmente os níveis de Ferro, desempenha um papel importante sobre a microestrutura final e as características mecânicas (Hou *et al.*, 2005; Fallah *et al.*, 2010). As microestruturas obtidas para as condições testadas dos revestimentos e dos tarugos são mostradas nas Figuras 3.11 e 3.12. Para os revestimentos ambas as ligas exibem estruturas hipoeutética com dendritas ricas em Co e uma rede de carbeto interdendrítico, enquanto que nos mini-tarugos, uma estrutura hipereutética com carbeto primários foi observada para *Stellite* 1, mais rica em carbono e uma estrutura hipoeutética observada para *Stellite* 6.

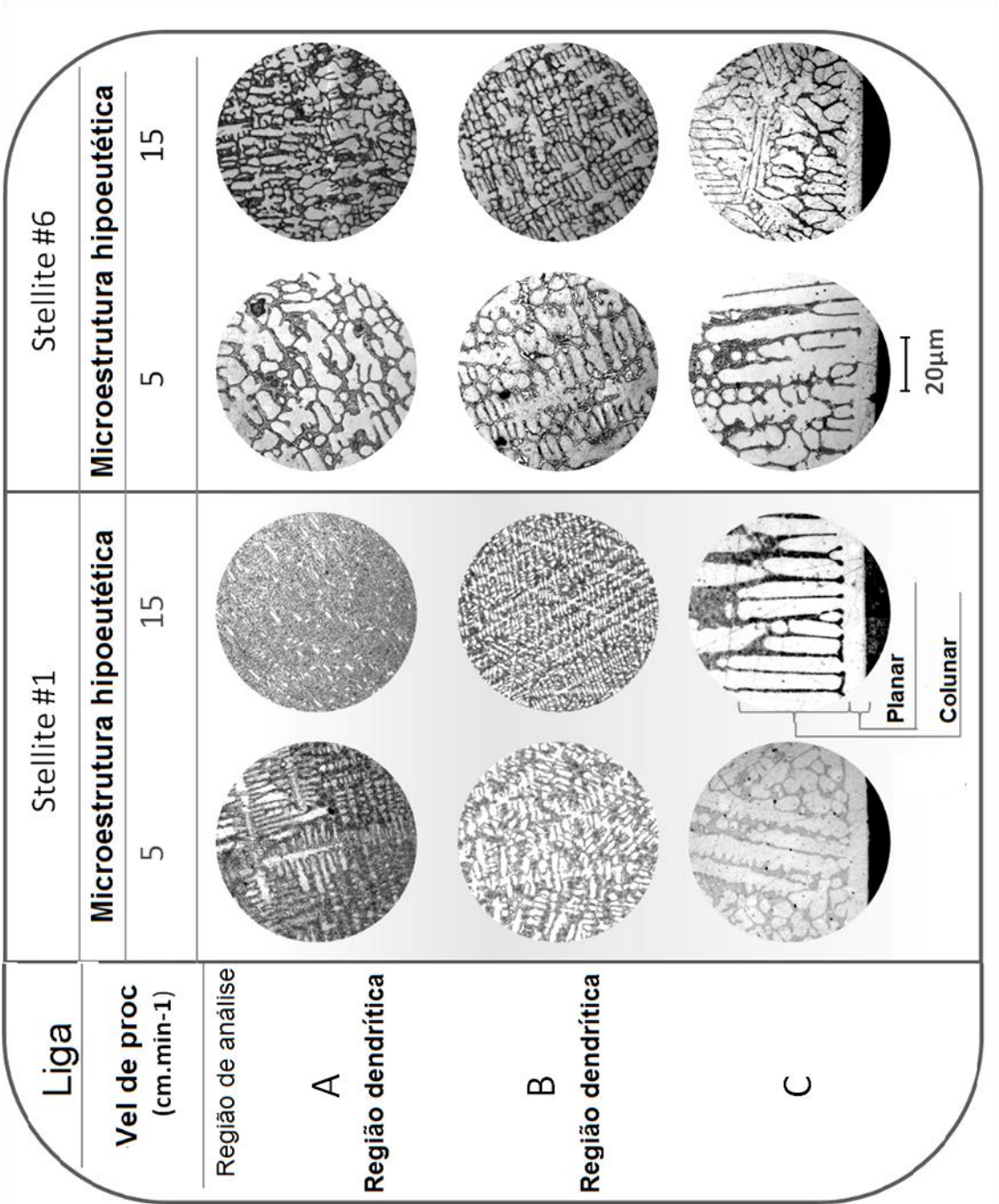


Figura 3.11 - Microestruturas obtidas para as diferentes condições de processamento dos revestimentos.

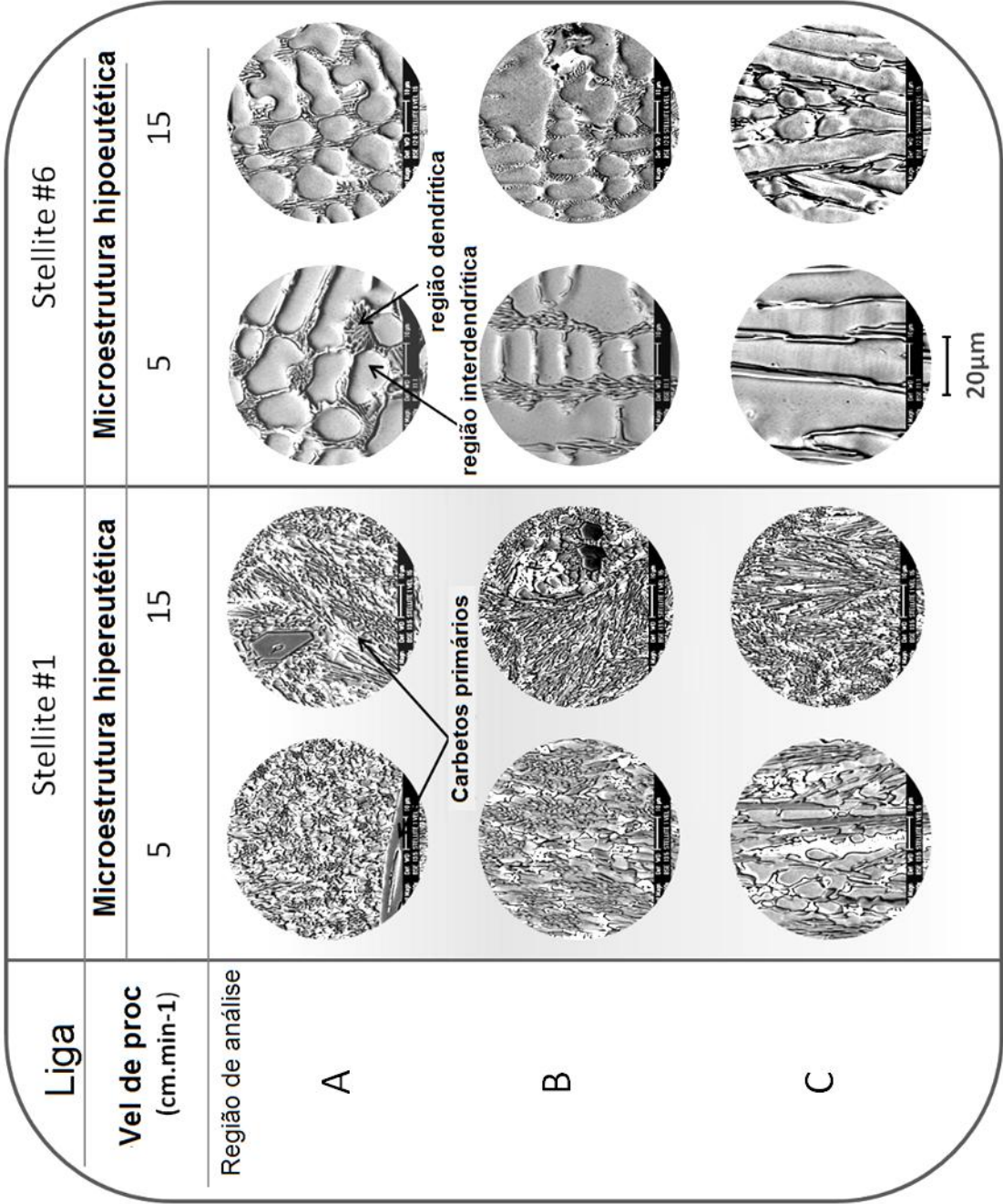


Figura 3.12 - Microestruturas obtidas para as diferentes condições de processamento dos mini-tarugos.

O diagrama de fases pseudo-binário (Figura 1.4)  $\text{Co-}\alpha/\text{M}_7\text{C}_3$  revela que uma transformação eutética ocorre para teores de carbono de cerca de 2,5%. O ponto de transformação eutética pode ser deslocado dependendo do conteúdo de elementos de liga (composição) e taxas de resfriamento.

A liga de *Stellite 6*, que tem a composição nominal de carbono de cerca de 1,2% basicamente tende a produzir uma microestrutura hipoeutética. Enquanto que a liga *Stellite 1* de alto teor de carbono, cerca de 2,45%, pode

ser considerada como uma liga eutética ou quase-eutética. Esta liga tem sido descrita como uma estrutura hipereutética e também uma estrutura hipoeutética, dependendo das condições de processamento (Fallah *et al.*, 2010), tratamento (Hou *et al.*, 2005) e diluição (Gholipour *et al.*, 2011).

Os valores de dureza e módulo de elasticidade obtidos para os revestimentos e mini-tarugos são mostrados na Figura 3.13 e Figura 3.14, respectivamente.

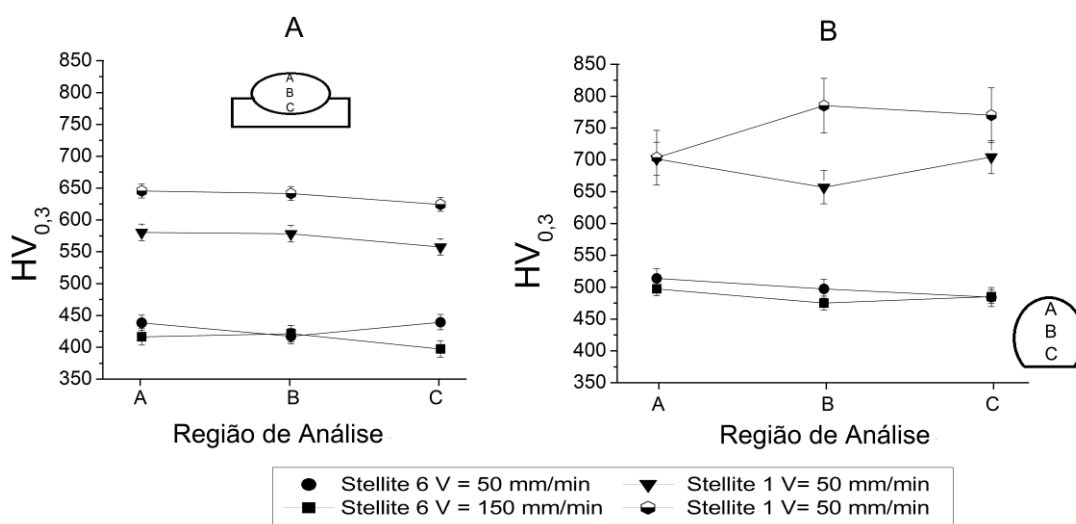


Figura 3.13 - Microdureza medida na seção transversal: A) revestimentos; B) mini-tarugos.

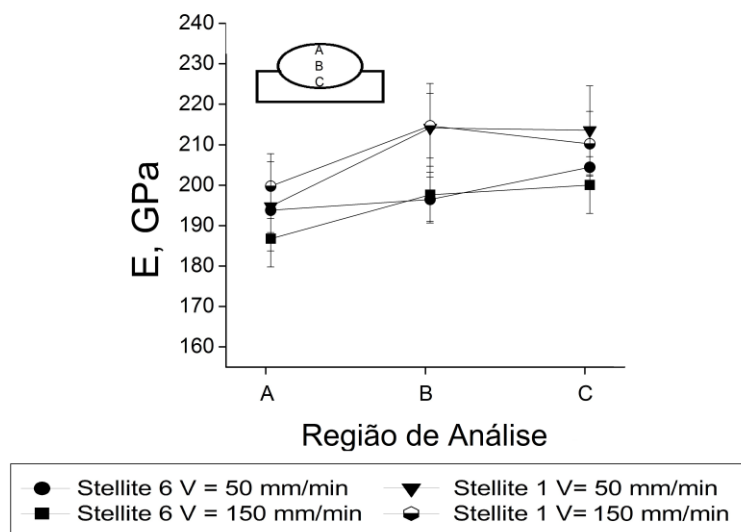


Figura 3.14 – Módulo de Elasticidade medido na seção transversal dos revestimentos

A Tabela 3.5 mostra os valores comparativos entre revestimentos e amostras processadas em coquilha considerando os valores médios das propriedades entre as duas velocidades analisadas nas figuras 3.13 e 3.14

Tabela 3.5 - Valores médios das propriedades de dureza e módulo obtidos para os revestimentos e mini-tarugos.

Condição de processamento	HV (Kgf/mm <sup>2</sup> )	E(GPa)
Mini-tarugo (coquilha)	S6 = 492 ± 14	S6 = 188 ± 5
	S1 = 720 ± 48	S1 = 205 ± 10
Revestimento	S6 = 427 ± 15	S6 = 197 ± 5
	S1 = 610 ± 37	S1 = 208 ± 7

Os valores de microdureza dos revestimentos são mais afetados pela mudança da velocidade de processamento e se mantém praticamente inalterados ao longo do perfil transversal dos revestimentos, mesmo com a distribuição não uniforme de Ferro ao longo do mesmo (Fig. 3.13)

O efeito de diluição também pode ser observado em função dos menores valores de dureza medidos nos revestimentos em comparação com os mini tarugos para cada uma das condições processadas (Tabela 3.5). Houve uma redução dos valores de dureza para os revestimentos em relação aos mini-tarugos, demonstrando que o aumento de ferro compromete as propriedades de dureza dos revestimentos. Para os revestimentos observa-se na região próxima à linha de fusão um aumento dos valores de módulo de elasticidade (Figura 3.14).

A diluição aumenta o módulo elástico dos revestimentos nas regiões próximas à linha de fusão onde os teores de ferro variaram mais pronunciadamente, ou seja, são maiores (Figura 3.10) evidenciando o efeito da variação da composição química no módulo. A Tabela 3.5 mostra que os valores médios do módulo de elasticidade aumentam para ambos os revestimentos quando comparados à condição de mini-tarugos

Assim como observado no estudo dos revestimentos circulares processados com os parâmetros da Tabela 2.2 e mostrado na Tabela 3.4, os revestimentos apresentaram valores de módulo de elasticidade inferiores aos obtidos nas amostras dos mini-tarugos.

### 3.4. Desempenho ao Desgaste com a Temperatura

Após a análise da caracterização e do efeito da temperatura sobre os revestimentos foram realizados testes em alta temperatura para determinar o desempenho comparativo dos revestimentos ao desgaste. A temperatura de



referência foi a ambiente, para os cordões como depositados, e as temperaturas testadas foram de 450°C, 600°C e 750°C.

A Figura 3.15 mostra os corpos de prova dos cordões circulares usinados e polidos após a realização dos ensaios de desgaste para cada temperatura e materiais testados.

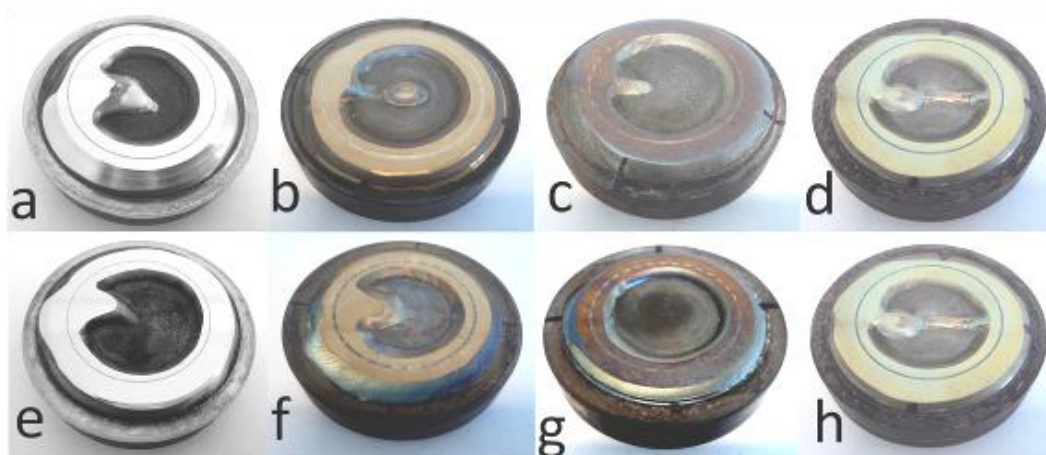


Figura 3.15 - Condição das amostras dos discos de desgaste após a realização dos testes de desgaste nas seguintes condições: *Stellite 1* : a) 25°C, b) 450°C, c) 600°C e d) 750°C e *Stellite 6* : e) 25°C, f) 450°C, g) 600°C e h) 750°C.

A relação dos coeficientes dimensionais de desgaste ( $k$ ), calculados de acordo com a equação simplificada de Archard (2), com a temperatura são apresentadas na Figura 3.16. Duas faixas de comportamento são observadas. A primeira entre a temperatura ambiente e 450°C e a segunda entre 450°C e 750°C para ambos os materiais.

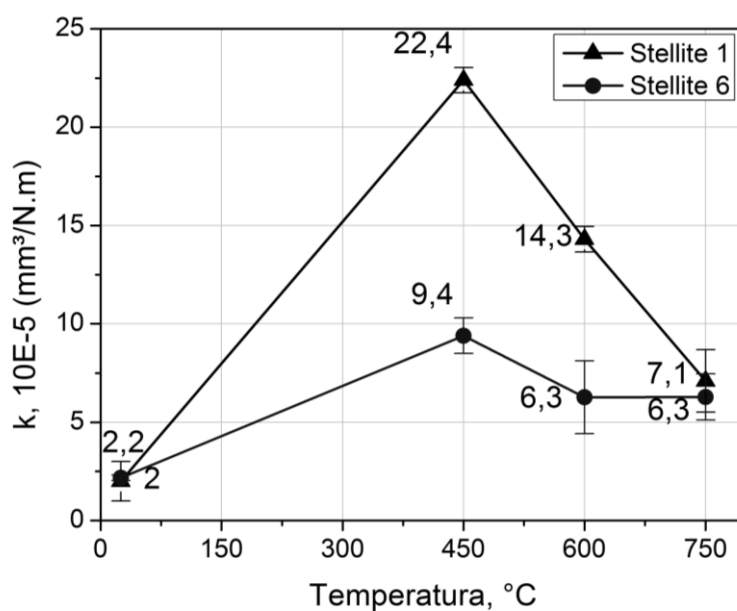


Figura 3.16 – Relação do coeficiente de desgaste com a temperatura.

Nas condições limite de teste, em TA os valores dos coeficientes de desgaste ( $k$ ) foram comparáveis em ordem de grandeza entre os revestimentos, sendo iguais a  $2,0 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  para *Stellite 1* e  $2,2 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  para *Stellite 6*. Porém um pico foi observado a  $450^\circ\text{C}$  para ambos os revestimentos, sendo a magnitude deste pico cerca de uma ordem de grandeza maior para os revestimentos de *Stellite 1* ( $22,4 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ) contra os revestimentos de *Stellite 6* ( $9,4 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ).

Para a temperatura de  $750^\circ\text{C}$  os valores de  $k$  foram, respectivamente  $7,1 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  e  $6,3 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ .

### 3.4.1. Ensaio de Desgaste

#### 3.4.1.1. Avaliação na Temperatura Ambiente

Os resultados obtidos revelaram coeficientes de desgaste (Figura 3.16) comparáveis entre os revestimentos analisados na temperatura ambiente.

Seria esperado que a maior dureza relativa do *Stellite 1* em relação a *Stellite 6*, decorrente da maior fração em volume de fases na forma de carbonetos, seria suficiente para atribuir a primeira uma menor taxa de desgaste relativa. Pintaúde *et al.*(2000) analisaram o desgaste de pinos fundidos de ligas *Stellite* sobre discos de alumina em condições de abrasão pura e observaram que a maior a dureza relativa obtida para os pinos de *Stellite 1*, quando comparado aos pinos de *Stellite 6*, foi traduzida em menores valores de perda de massa relativa. Nesse sentido, a maior dureza média obtida para os revestimentos de *Stellite 1* ( $554 \text{ Hv}_{0,3}$ ) em relação a *Stellite 6* ( $429 \text{ Hv}_{0,3}$ ) não foi suficiente para minimizar o desgaste, contrariando o pressuposto inicial, sob condições de abrasão pura.

Pintaúde *et al.* (2000) também sugeriram uma boa analogia entre o coeficiente de atrito médio obtido e o mecanismo de abrasão pura. Foi demonstrado que os valores de coeficientes de atrito para a condição de abrasão pura foram da ordem de 0,45 para *Stellite 6* e 0,43 para *Stellite 1*.

A evolução do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento obtidos para os pares de atrito analisados é mostrada na Figura(3.17).



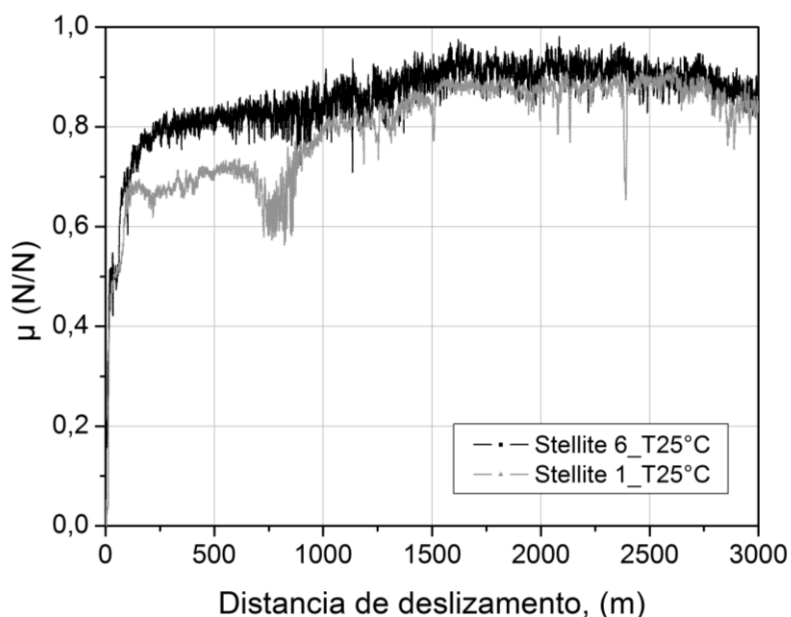


Figura 3.17 – Relação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento para condição de teste em temperatura ambiente.

Os valores obtidos dos coeficientes de atrito médio, para o regime permanente atingido após a distância de deslizamento de 1500 m para ambos os revestimentos, foram de  $0,90 \pm 0,03$  para *Stellite 6* e  $0,87 \pm 0,02$  para *Stellite 1*. A condição de abrasão pura foi portanto descartada como mecanismo principal de desgaste para o sistema pelos elevados valores de coeficientes de atrito obtidos e pela inversão da resposta esperada dos materiais em função de suas durezas relativas, em contraste ao estudo de Pintaúde *et al.* (2000).

Os altos valores de coeficientes de atrito e de suas flutuações, como demonstrado, podem ser decorrentes de fenômenos que aumentam a resistência aos esforços tangenciais, como a deformação plástica e outros fatores como o crescimento e a fratura de junções entre asperezas, a transferência de material (Hutchings, 1992; Ludema, 1996; Hsu *et al.*, 1980; Soom e Kim, 1983) e a aglomeração e fratura das partículas retidas na interface (Oktay & Suh, 1992). Dessa forma os elevados valores de coeficientes de atrito obtidos são fortes indícios da ocorrência de uma intensa deformação plástica, típicos do contato metal-metal, conforme também relatado por (Farias, 2004) para aços inoxidáveis austeníticos.

A ocorrência de um ruído característico, com padrão periódico, foi uma condição notadamente perceptível durante a execução dos ensaios de desgaste em temperatura ambiente para ambos os materiais avaliados,

condição esta não observada para os testes em temperaturas superiores. Este foi mais um forte indício de que a deformação plástica foi intensa e a grande energia envolvida precisou ser dissipada em outras formas, no caso, a sonora.

Uma vez que a deformação plástica assume um papel relevante, a habilidade do revestimento em sofrer encruamento parece ditar o comportamento ao desgaste dos materiais. Os valores elevados de coeficientes de atrito obtidos sugerem a hipótese que de as partículas geradas no contato sofreram encruamento e ficaram aprisionadas na interface permitindo assim o contato de partículas encruadas contra partículas encruadas do revestimento. Para a condição de contato similar metal-metal não lubrificado são esperados valores de coeficientes de atrito na faixa entre 0,5 a 1,5 (Hutchings, 1992), o que explica os valores obtidos de  $0,90 \pm 0,03$  para *Stellite 6* e  $0,87 \pm 0,02$  para *Stellite 1*.

Não foram verificados sinais de recristalização microestrutural nas regiões próximas a trilha por análise do perfil transversal por MO. Porém, o efeito relativo do encruamento foi estimado e percebido medindo-se o ganho relativo de dureza dos revestimentos antes e após a preparação das superfícies para os testes de desgaste, por meio do processo de usinagem. Seria esperado que os revestimentos de *Stellite 6*, de menor dureza relativa, deveriam apresentar maior capacidade de endurecimento quando expostos à tensões mecânicas. Valores obtidos para os revestimentos indicaram um ganho de endurecimento da ordem de 34% para *Stellite 6* e cerca de 46% para *Stellite 1* e assim como esperado, a sensibilidade ao encruamento dos revestimentos apresenta respostas diferenciadas, por outro lado o desempenho dos revestimentos foi equiparado, sugerindo que a capacidade de retenção das partículas na interface de ambos os sistemas analisados foi suficiente para promover o contato similar partículas encruadas contra partículas encruadas.

Considerando o contato entre os elementos contracorpo (esfera de alumina) com dureza de 1800 HV e os revestimentos analisados com dureza de 554 Hv<sub>0,3</sub> para *Stellite 1* e 429 Hv<sub>0,3</sub> para *Stellite 6*, a relação de dureza do abrasivo ( $H_A$ ) com a dureza da superfície desgastada ( $H$ ),  $H_A/H$ , seria superior ao valor crítico de 1,2, definido com sendo a transição para o regime severo de abrasão dura (Larsen-Basse & Premaratne, 1983; Hutchings, 1992). Por outro lado, o contato similar de partículas encruadas contra partículas encruadas permite a razão entre a dureza do abrasivo ( $H_A$ ) e a dureza da

superfície ( $H_s$ ) seria 1. Segundo Hutchings (1992), quando  $H_A / H_s < 1,2$ , pode ocorrer a chamada abrasão mole.

Os padrões de superfície das trilhas obtidos por MEV (Figs. 3.18 e 3.19) sugerem a ocorrência dos mecanismos de microcorte e microsulcamento revelado pelas ocorrência de sulcos ou ranhuras nas superfícies, típicos dos desgaste abrasivo.

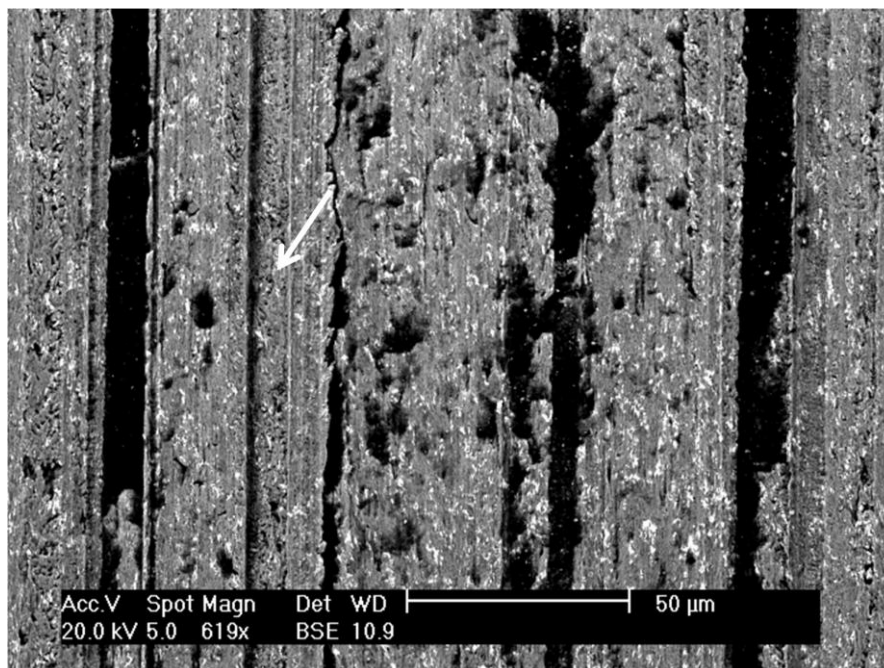


Figura 3.18 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio em TA para os revestimento de *Stellite 1*.

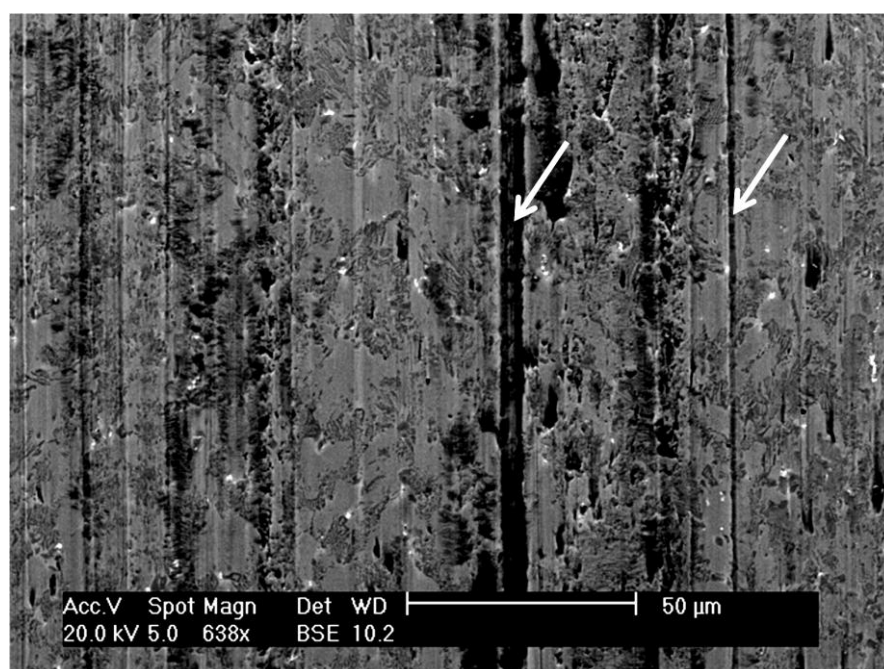


Figura 3.19- Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio em TA para os revestimento de *Stellite 6*.

A inspeção visual das trilhas por microscopia Confocal (Figs. 3.20-a e 3.20-b) revela que para a temperatura ambiente as trilhas demonstraram padrões de superfície semelhantes, em analogia as taxas de desgaste similares, ou seja, larguras das trilhas e coloração semelhantes, evidenciando a formação de óxidos no interior das mesmas (regiões escuras indicadas). Além disso, os padrões de riscos e sulcos orientados, e a similar deformação plástica observada nas imagens de topografia tridimensionais para ambos os materiais são perceptíveis.

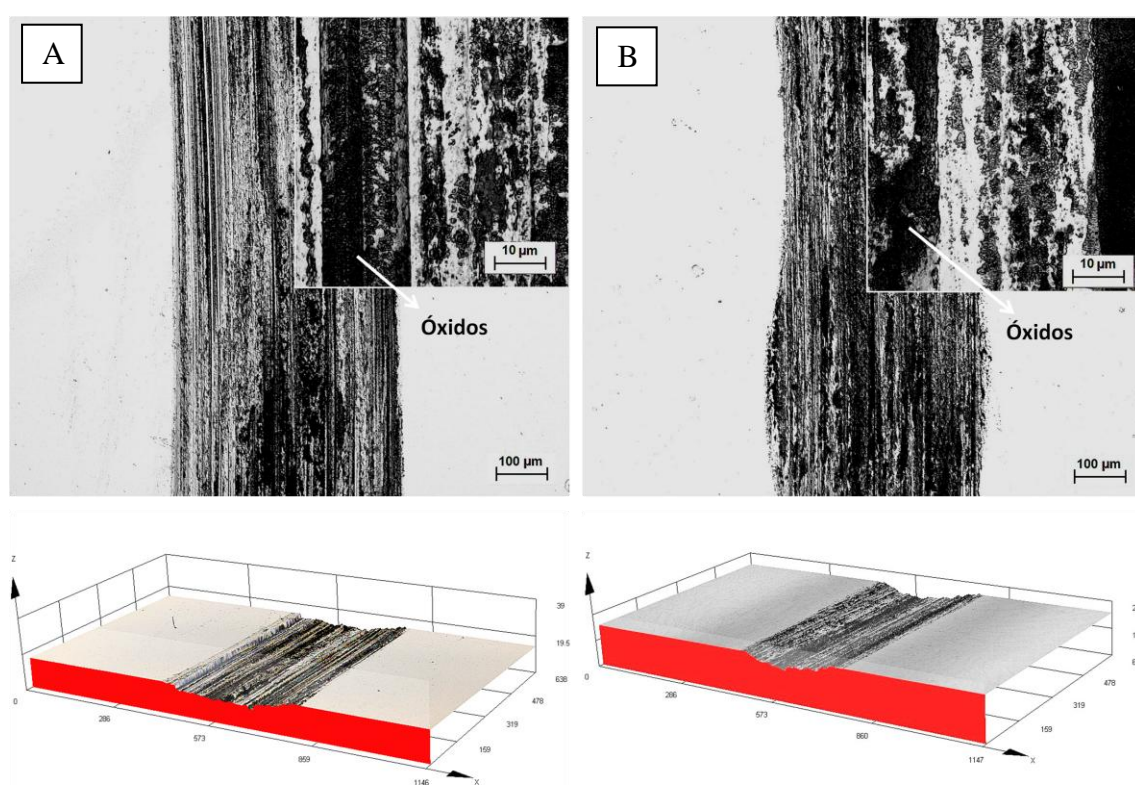


Figura 3.20 – Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para *Stellite 1*(A) e *Stellite 6*(B) em temperatura ambiente(TA)

A formação de óxidos mesmo para a temperatura ambiente torna-se evidente, regiões escuras no interior das trilhas, em decorrência ao efeito da temperatura *flash* que pode promover um aquecimento localizado, no contato, em algumas centenas de graus Célsius. Além disso, a oxidação foi favorecida no interior das trilhas pelo aumento progressivo da área real das superfícies desgastadas para difusão do oxigênio decorrente da abrasão promovida pelas

partículas encruadas acarretando um aumento da rugosidade relativa das trilhas.

Testes realizados sobre diferentes tipos de aços em contato demonstraram que a baixas temperaturas, inferiores a 450°C, pode ocorrer a formação de óxidos romboédricos do tipo  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , de caráter frágil, permitindo a ocorrência simultânea de fenômenos de adesão e abrasão (Totten & liang, 2004). Para os revestimentos analisados o ferro proveniente da diluição com os substratos pode acarretar a formação destes óxidos ferrosos com baixas propriedades lubrificantes, assim como para o caso dos aços. A fratura contínua destes filmes de óxidos contribui para uma elevação dos coeficientes de atrito e de suas flutuações, como demonstrado neste estudo, e também citado por (Hutchings, 1992).

Além disso as grandes dispersões ao longo das curvas de coeficientes de atrito e longos períodos de *running-in* para a *Stellite1* e para *Stellite 6* são perceptíveis (Figura 3.17). O período de *running-in* está associado ao regime transiente de súbita elevação das curvas, no qual os valores de tendência das curvas ainda não se estabilizaram e indicam os eventos de ruptura e reforma do filme de óxidos associados a intensa deformação plástica observada. As grandes dispersões ou flutuações e os longos períodos de *running-in* sustentam a hipótese de que óxidos instáveis na superfície passaram a atuar como abrasivos.

A Fig 3.21 mostra o aspecto MEV da região da interface entre a pista polida e não afetada pelo teste e a região da trilha de desgaste. Observa-se que como a ordem de grandeza dos sulcos ou ranhuras é muito maior do que o tamanho médio dos cabonetos, o efeito de partículas de óxidos formados de natureza frágil e mais duros do que os revestimentos e as partículas encruadas retidas na interface podem estar atuando como terceiros corpos abrasivos.

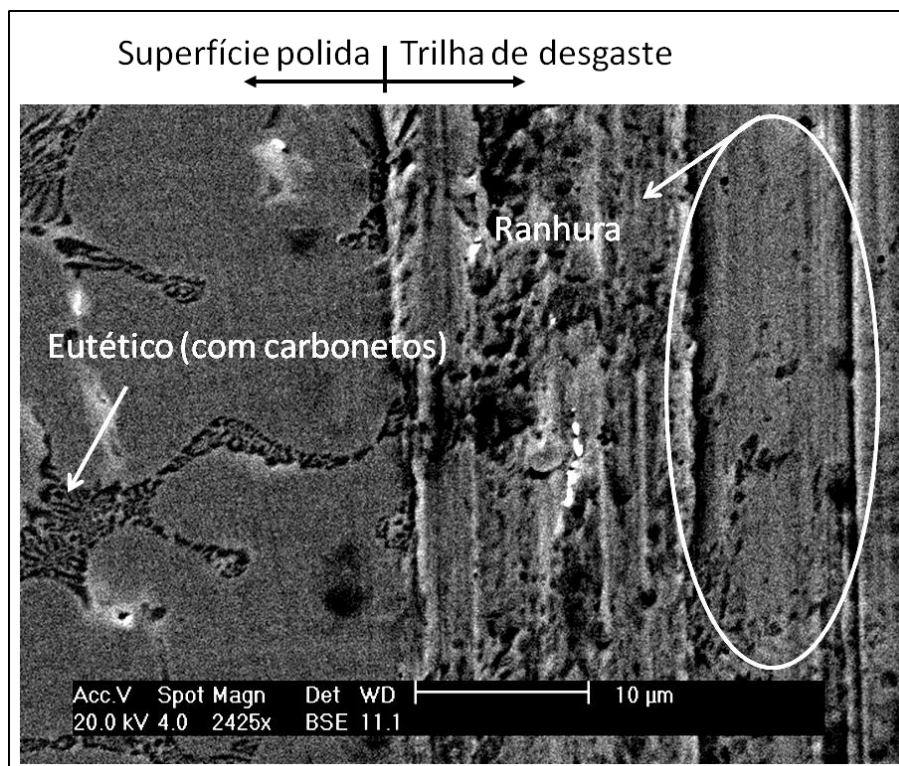


Figura 3.21- Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas de *Stellite 6* após ensaio em Temperatura Ambiente demonstrando sulcos verificados na superfície das trilhas.

Estudos sugerem uma possível relação entre a razão das propriedades combinadas dureza (H) e módulo (E), na forma da razão E/H. Ela define o limite de deformação elástica, que é a quantia na qual o revestimento pode se alongar antes que a deformação permanente ocorra e constitui um indicativo da habilidade de revestimentos finos se deformarem com o substrato, sob a ação de uma carga (Matthews & Leyland 2002; Leyland & Matthews, 2000; Tsui *et al.*, 1995; Mayrhofer *et al.*, 2003; Musil and Jirout, 2007).

A minimização de E/H, representa um indicativo da minimização da deformação plástica e do desgaste, pela redução dos mecanismos de sulcamento durante o atrito (Gupta & Meletis, 2004; Ni *et. al*, 2004). Como efeito comparativo, os valores médios das razões E/H calculadas a partir dos ensaios de dureza instrumentada na seção transversal dos revestimentos circulares, são apresentadas na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 - Razão Módulo / Dureza (E/H) dos revestimentos.

E/H (GPa/GPa)	
Stellite 1	Stellite 6
40,1	50,2

Considerado que os coeficientes de desgaste foram similares para os testes em temperatura ambiente os valores obtidos sugerem que não foi possível uma correlação direta entre a razão EH e o desgaste. Deve-se considerar que os triboelementos presentes como os óxidos formados nas trilhas de desgaste em temperatura ambiente e o encruamento e a retenção das partículas na interface gerou um aumento de dureza que equiparou a condição do contato para os revestimentos.

Por outro lado, a deformação plástica e o consequente encruamento das partículas ditam o comportamento tribológico do par e desencadeiam os mecanismos de abrasão e a oxidação que atuam como processos secundários para o desgaste em temperatura ambiente.

#### **3.4.1.2. Avaliação a 450°C**

Para a temperatura de 450°C o coeficiente de desgaste  $k$  passa por um pico máximo para os revestimentos processados com ambas as ligas (Figura 3.16). Um severo aumento na deformação plástica das trilhas foi observado em ambos os materiais em relação à temperatura ambiente, Figura 3.20. Observou-se ainda uma condição de oxidação descontínua na superfície das trilhas para *Stellite 6*, e ausência de óxidos no interior das trilhas para *Stellite 1*.



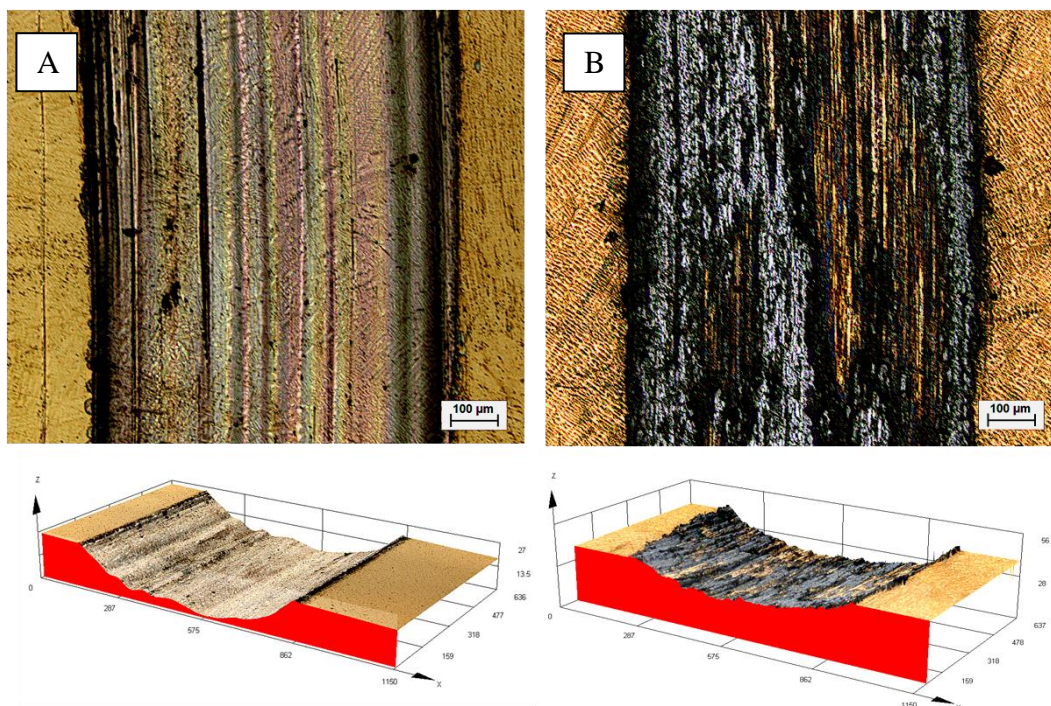


Figura 3.22 – Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para Stellite 1(a) e Stellite 6(b) a 450°C.

Os resultados obtidos sugerem que menores coeficientes de desgaste para *Stellite 6* a 450°C podem ser explicados pela formação de um filme de óxidos dispersos, os quais podem se sustentar na superfície e são decorrentes de um possível encruamento sofrido pela superfície dos revestimentos deformada plasticamente no interior das trilhas. Esta condição foi favorecida, pois para *Stellite 6* temperaturas acima dos 400°C excedem a temperatura de trabalho deste revestimento e uma elevada degradação é esperada, inclusive com a queda na resistência a oxidação.

A Figura 3.23 mostra o efeito da diluição na dureza à quente de revestimentos de *Stellite 6* de acordo com o fabricante da liga. Observa-se que para teores acima de 10% de diluição de Ferro dos substratos ocorre uma queda abrupta de resistência com a temperatura a partir de temperaturas da ordem de 427°C. Uma vez que a diluição encontrada para os revestimentos foi superior a 10%, é válido considerar que para temperaturas inferiores a este valor os revestimentos podem reter a sua dureza em serviço e esta é a temperatura limite de trabalho, na qual as propriedades se conservam sem apresentar degradações. A temperatura de teste de 450°C, portanto, representa a condição de solicitação limite de trabalho deste material na qual a



degradação se inicia, por isso o início da oxidação foi observada com a presença de um filme descontínuo de óxidos.

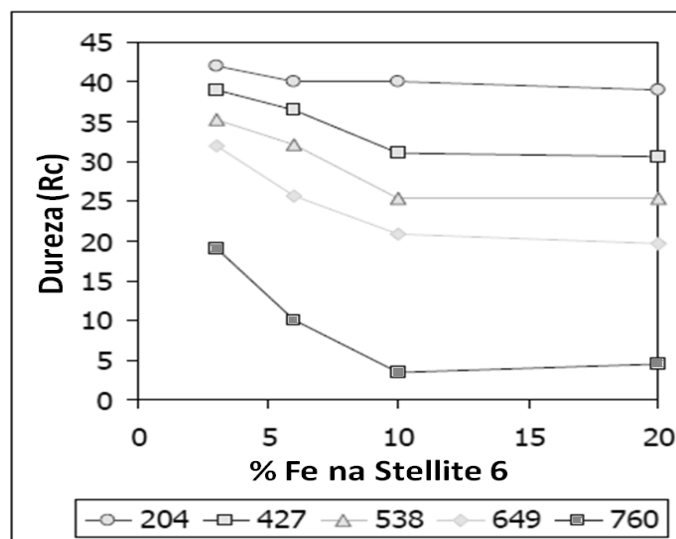


Figura 3.23 – Relação da dureza com a diluição para diferentes temperaturas (em graus Célsius) de revestimentos *Stellite 6*. Fonte: Adaptado de DELORO *Stellite Company - General Guidelines For Stellite® Hardfacing Onto Steel Substrates*, p.1-7, 2007

Segundo Bhansali (1980), óxidos formados na trilha de desgaste durante o deslizamento relativo de corpos metálicos criam uma barreira para transferência de calor, do meio externo à camada do revestimento que o gerou, em função da sua baixa condutividade térmica, reduzindo a deformação do revestimento. Se o filme de óxidos formados é fino, como verificado para *Stellite 6*, pode não retardar a transferência de calor, a subcamada do revestimento pode não suportar a camada de óxidos na interface e uma maior deformação plástica é esperada em função do maior amolecimento pelo efeito térmico. Isso explica a grande deformação observada no revestimento *Stellite 6* a esta temperatura em função da descontinuidades dos óxidos formados.

Para *Stellite 6* as análises por MEV sugerem a existência de regiões camadas compactas (*Glazed Layers*). Zonas escuras indicadas pela imagem da Figura 3.24 podem ser associadas a óxidos compactados de natureza lubrificante.

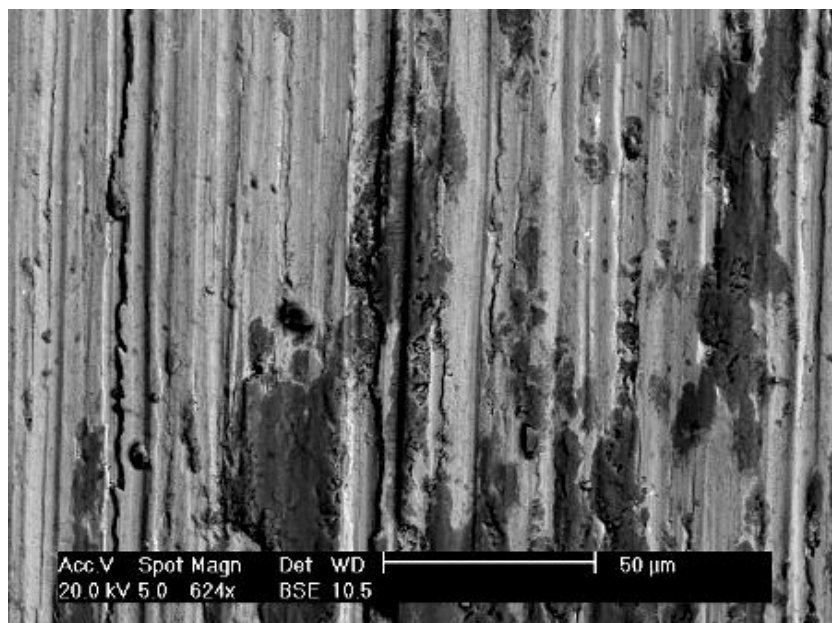


Figura 3.24 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio a 450°C para os revestimento de *Stellite 6*.

A evolução dos coeficientes de atrito com a distância de deslizamento após os testes a 450°C são mostradas na Fig 3.25.

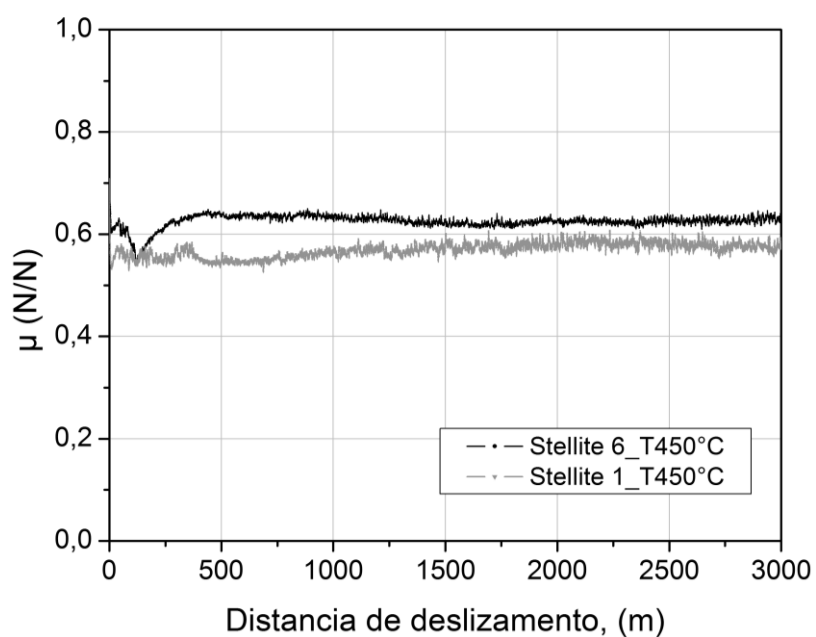


Figura 3.25 – Relação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento dos revestimentos para condição de teste à 450°C

Observa-se uma redução considerável dos valores de coeficientes de atrito em relação a condição de temperatura ambiente (Fig 3.17). Os valores de tendência obtidos foram de  $\mu = 0,62 \pm 0,003$  para *Stellite 6* e  $\mu = 0,58 \pm 0,004$

para *Stellite 1*. Segundo Stachowiak & Batchelor (2005), valores de coeficientes de atrito esperados para o desgaste oxidativo se encontram na faixa entre 0,3 e 0,6, independente do material de teste, e com uma flutuação consideravelmente menor em relação ao desgaste severo. A queda dos valores de coeficientes de atrito a partir de 450°C credencia esta como uma temperatura de transição de regime severo-moderado. Neste caso a temperatura de 450°C pode ser identificada como a temperatura de transição para o regime oxidativo. Esta temperatura de transição está de acordo com a previsão de Stachowiak & Batchelor (2005), os quais afirmam que as ligas *Stellite* exibem uma transição de desgaste caracterizado por uma severa deformação plástica para um regime de desgaste oxidativo moderado a temperaturas da ordem de 400°C decorrente da formação de tribocamadas

As baixas dispersões e flutuações dos valores e curtos períodos de *running-in* em relação à temperatura ambiente, reveladas pela redução do desvio padrão em cerca de uma ordem de grandeza em relação a temperatura ambiente para os valores de  $\mu$ , são evidências que sugerem o efeito lubrificante dos óxidos com o aumento da temperatura, devido a maior plasticidade, e tendência na formação de tribocamadas de natureza lubrificante, como comprovadas pelas imagens de MEV para o revestimento de *Stellite 6* (Fig. 3.24).

Mesmo para o revestimento de *Stellite 1* a 450°C onde as imagens revelam a ausência da formação de óxidos aderidos à superfície, as curvas de coeficientes de atrito mantiveram a tendência baixos, indicando que uma interface estável se forma, assim como observado para *Stellite*. Por outro lado, a maior dispersão das curvas verificada em relação ao revestimento de *Stellite 6* (maior desvio padrão) e os indícios de partículas abrasivas incrustadas na superfície das trilhas, como mostrado na imagem de microscopia confocal (Fig. 3.26) sugerem a hipótese de que os óxidos se formam mas não permanecem aderidos na superfície e acabam atuando como abrasivos, explicando a ausência de um filme óxidos visível nas superfícies.

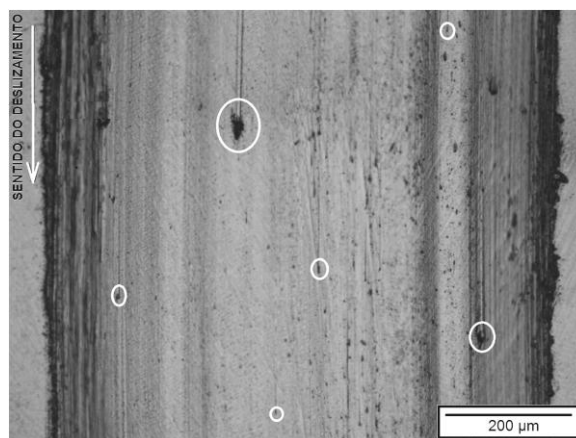


Figura 3.26 – Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para *Stellite 1* após 450°C revelando indícios de abrasão.

A análise das trilhas por MEV (Fig. 3.27) revela zonas claras como sendo referentes ao eutético, atribuídas ao tungstênio (elemento mais denso). As suaves zonas de deformação ou amassamento entre as regiões circunvizinhas aos carbeto revelam cunhas de deformação que ocorrem pelo efeito de borda na interface carbetos/matriz e que atuam como restrição ao escoamento do material pela diferença de dureza relativa, indicando a eficiência e a importância desta fase mais dura que a matriz em absorver e dissipar as tensões de cisalhamento, retardando a deformação plástica da matriz. Como uma menor deformação ocorre, as zonas deformadas das trilhas sofrem menor encruamento e, assim, há menos pontos de nucleação para acomodação e aderência dos óxidos. Além disso, uma superfície com bom acabamento superficial foi observada.

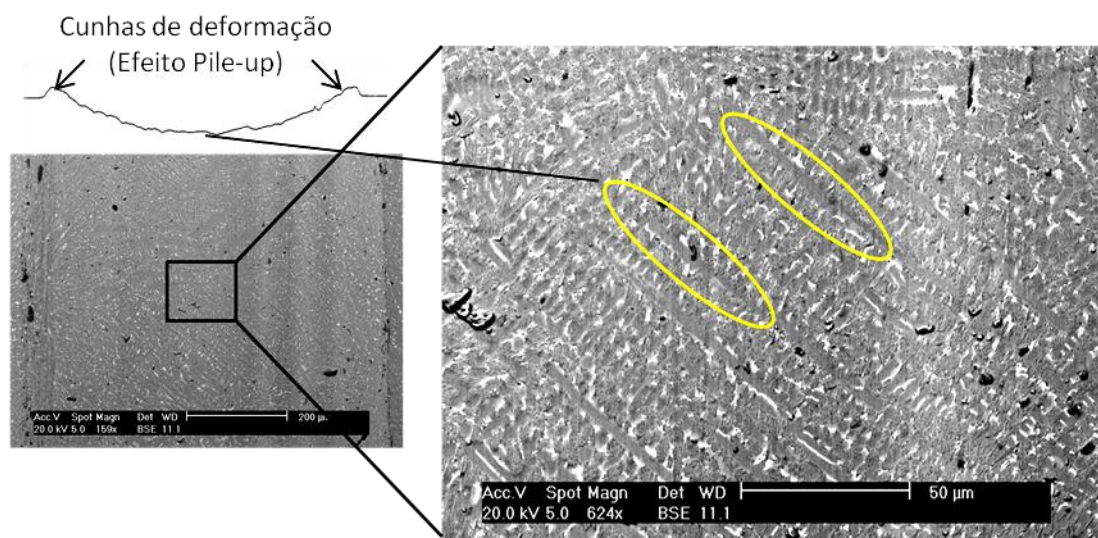


Figura 3.27 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio a 450°C para os revestimento de *Stellite 1*.

Estabelecido o filme de óxidos lubrificantes, as deformações plásticas subsequentes são contidas pela reduzida pressão de contato e pela ação de barreira térmica dos óxidos que preservam a superfície das trilhas de um possível amolecimento (Totten & Liang, 2005).

O filme de óxido formado a 450°C para *Stellite 6* pode atuar como dissipador de carga beneficiando a resistência ao desgaste em função da reduzida tensão de contato com a qual a subcamada do revestimento está exposta em relação a *Stellite 1* onde não foram observados óxidos nas trilhas. Isso explica os menores coeficientes de desgaste observados para a primeira  $9,4 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  contra  $22,4 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  para a segunda.

A liga *Stellite 1* retém a dureza a quente a maiores valores e inicia sua degradação em temperaturas de trabalho superiores aos revestimentos de *Stellite 6*, conforme demonstrado na Figura 3.28. Por isso o revestimento de *Stellite 1* foi menos sensível à oxidação à 450°C e a formação de um filme de óxidos que poderia absorver parte da carga no contato e impedir o contato metálico não foi possível na referida temperatura.

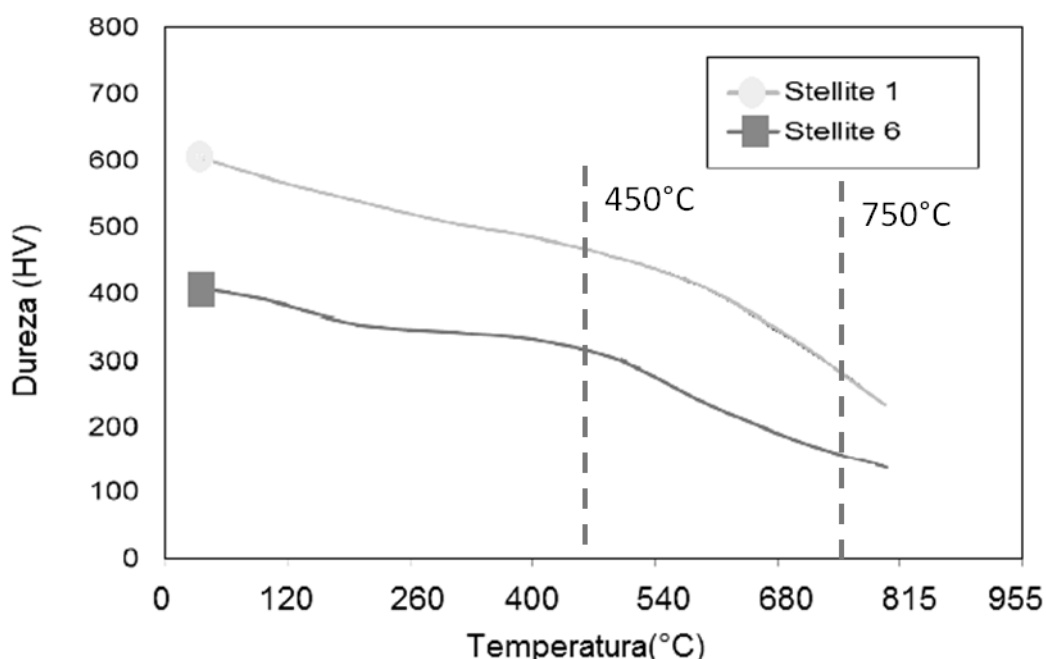


Figura 3.28 – Relação da dureza com a temperatura de revestimentos *Stellite 6* e *Stellite 1*. Fonte: Adaptado de DELORO *Stellite* Company - Fusion Stellite Cladding - Coking Safety and Reliability Seminar, 2012

### 3.4.1.3. Avaliação a 750°C

Na maior temperatura de teste avaliada neste estudo os revestimentos processados com as duas ligas à base de Cobalto, *Stellite 6* e *Stellite 1* voltam a apresentar coeficientes de desgaste similares (Figura 3.16)

A análise das superfícies das trilhas por microscopia laser confocal mostram que a 750°C forma-se uma camada densa e espessa de óxidos para ambos os materiais em relação a temperatura de 450°C (Figura 3.29).

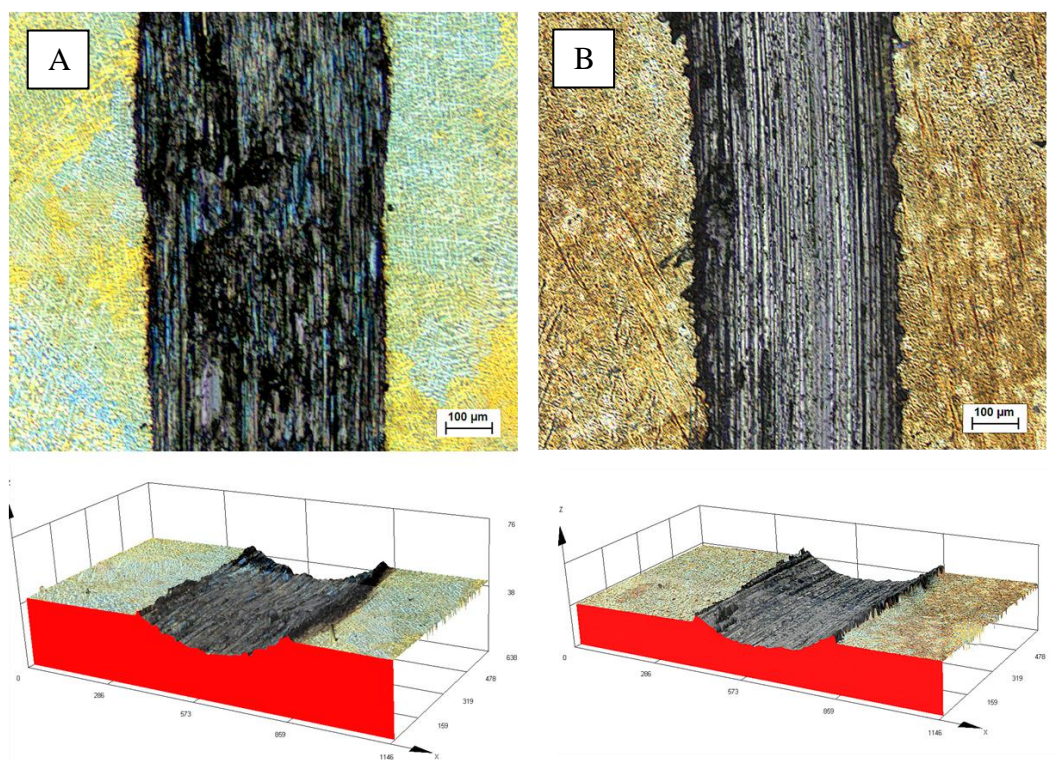


Figura 3.29 - Imagens em microscopia confocal das trilhas de desgaste para *Stellite 1*(a) e *Stellite 6*(b) a 750°C.

À temperatura de 750° as curvas dos coeficientes de atrito revelaram valores inferiores aqueles verificados à 450 (Fig. 3.30). Os valores médios de tendência foram de  $\mu = 0,45 \pm 0,001$  para ambos os revestimentos. Dessa forma é possível afirmar que a maior espessura e continuidade do filme de óxidos foi mais efetiva no sentido de retardar o desgaste promovendo uma redução relativa dos coeficientes de desgaste. Além disso o filme formado foi espesso suficiente para permitir a sua identificação dos óxidos formados pela técnica de difração de raios-x (DRX). A existência de óxido ferros do tipo  $\text{Fe}_2\text{O}_3$



foi verificada para *Stellite* 6 à 750°C (Figura 3.5) e a formação de óxidos de cromo do tipo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  foi observada para *Stellite* 1 à 750°C (Figura 3.4).

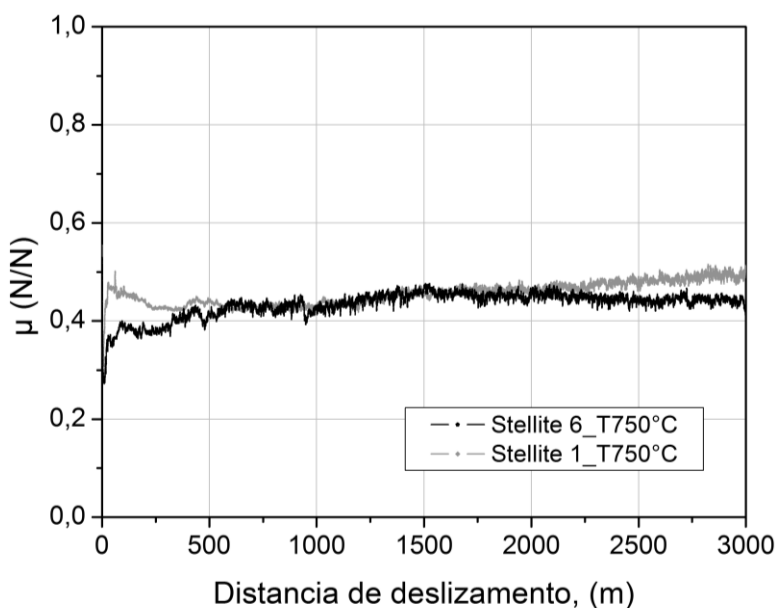


Figura 3.30 – Relação do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento dos revestimentos para condição de teste à 750°C

As imagens de MEV das superfícies trilhas de desgaste após os ensaios a 750°C são mostradas nas figuras 3.31 e 3.32. O filme de óxidos descontínuos observado a 450°C para *Stellite* 6 evolui para uma condição de camadas mais contínuas à 750°C em função da maior degradação e menor resistência à oxidação para *Stellite* 6 iniciada a partir de 450°C (Fig.3.31). Para os revestimentos de *Stellite* 1 a condição das superfícies à 750°C demonstrou regiões de óxidos descontínuos (Fig.3.32). Isso deve-se ao fato de que para *Stellite* 1 o início da oxidação deve ocorrer em temperaturas superiores a 450°C, como demonstrado para *Stellite* 6, uma vez que a degradação da primeira se inicia em temperaturas superiores (Fig. 3.28) e mesmo a 750°C a degradação ainda não foi tão pronunciada.

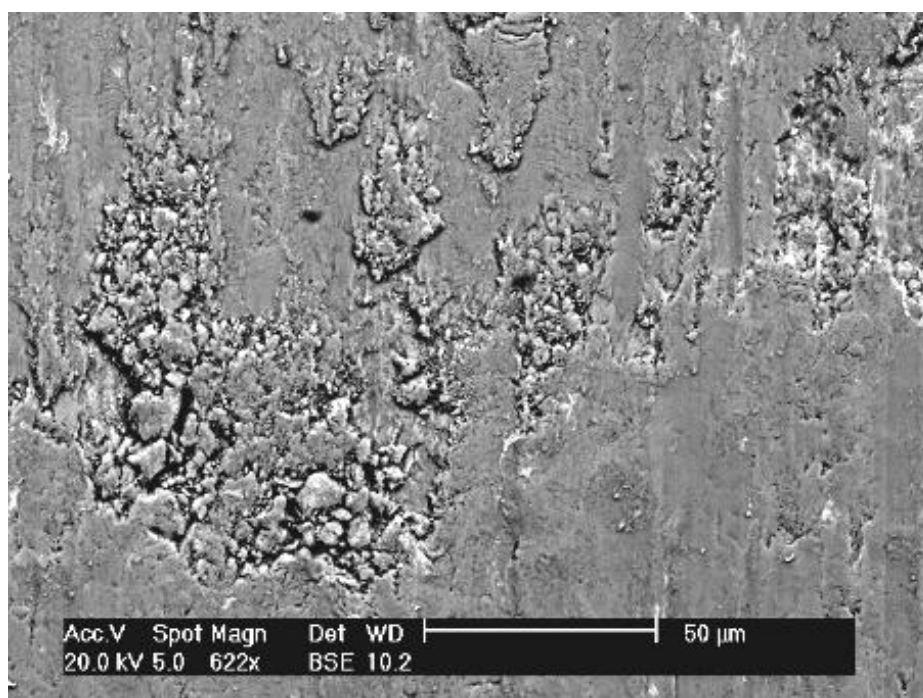


Figura 3.31 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados (BSE) da superfície das trilhas após ensaio a 750°C para o *Stellite 6*.

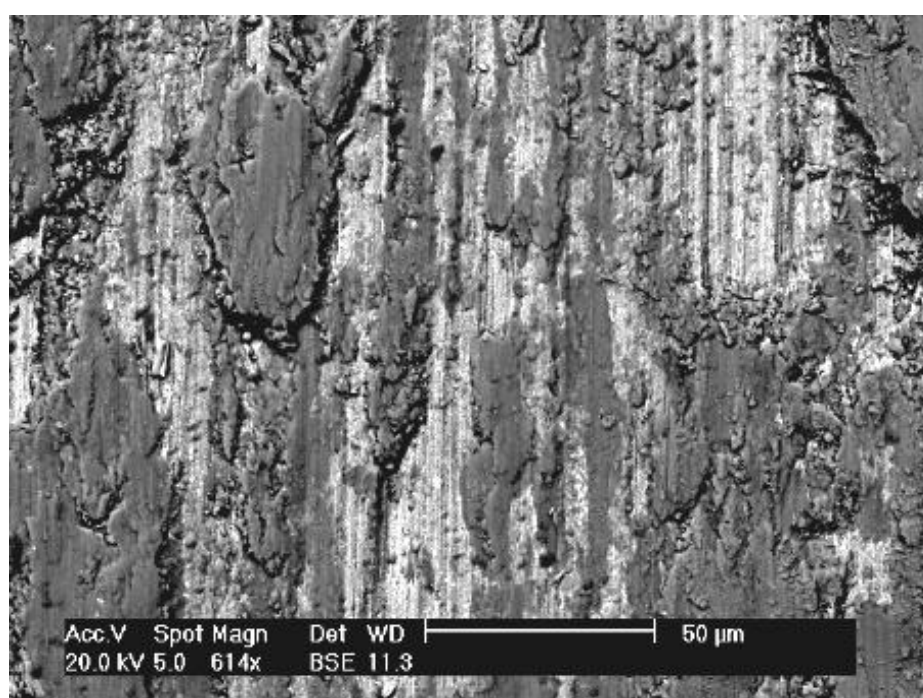


Figura 3.32 - Aspecto de microscopia eletrônica via elétrons retroespalhados da superfície das trilhas após ensaio a 750°C para o *Stellite 1*.

Birol (2010) estudou o desgaste em altas temperaturas de barras de *Stellite 6* contra esfera de alumina a 750°C e verificou a formação de óxidos do tipo crômia( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) e atribuiu o melhor desempenho ao desgaste em relação a temperatura ambiente devido a boa plasticidade deste tipo de óxidos e essa



característica pode explicar o desempenho dos revestimentos de *Stellite 1*, onde a ocorrência deste óxido foi observada, mesmo com a camada descontínua de óxido formada (Fig. 3.32)

O óxido do tipo  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  observado nos revestimentos de *Stellite 6* é formado sobre as superfícies de atrito em temperaturas de contato inferiores a  $450^\circ\text{C}$ . Em tal condição, filmes de óxidos podem cobrir apenas uma pequena parte das superfícies de contato e mecanismos como adesão e abrasão podem coexistir (Totten and Liang, 2004). Por outro lado as imagens de MEV mostram uma camada densa e espessa deste óxido a  $750^\circ\text{C}$  (Fig. 3.31) o que indica que o crescimento da camada foi favorecida com a temperatura diferentemente dos óxidos de cromo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  formados nos revestimentos de *Stellite 1* que apresentaram camadas descontínuas. Isso se deve a maior energia de formação deste tipo de óxido ( $-701 \text{ KJ.mol}^{-1}$  de  $\text{O}_2$ ) em relação ao óxido  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ( $-822 \text{ KJ.mol}^{-1}$  de  $\text{O}_2$ ) à  $273\text{K}$  (Ashby & Jones, 2007)

Os coeficientes de desgaste comparáveis entre os revestimentos sugerem que a oxidação e as propriedades dos óxidos são preponderantes sobre as propriedades de dureza e sobre a microestrutura. A maior dureza média para *Stellite 1* de  $554\text{Hv}_{0,3}$  contra  $429\text{Hv}_{0,3}$  para *Stellite 6*, bem como a maior fração em volume da região interdendrítica da primeira não repercutiram em variações de desempenho ao desgaste a  $750^\circ\text{C}$ . Para esta temperatura as tribocamadas de natureza lubrificante se formam (Figura 3.13), e o desgaste é determinado pela oxidação, e esta se sobrepõe aos efeitos da microestrutura e dureza. Frenk & Kurz (1994) estudaram os efeitos da microestrutura na resistência ao desgaste por deslizamento de revestimentos de *Stellite 6* depositados por PTA e concluíram que sob condições de regime oxidativo a microestrutura não exerce importância direta para o desgaste.

## 4. CONCLUSÕES

Para as condições de testes referentes ao comparativo da resposta ao desgaste com a temperatura dos revestimentos de *Stellite 1* e *Stellite 6* e determinação dos níveis de desgaste apresentados, verificou-se que:

- Em temperatura ambiente o desgaste foi determinado pelo encruamento decorrente da elevada deformação plástica no contato, equiparando o desempenho dos revestimentos e contrariando a previsão de melhor desempenho esperado para *Stellite 1* em função da maior dureza relativa;
- A 450 °C um pico de desgaste foi verificado para ambos os revestimentos e esta foi identificada como uma temperatura de transição de regime severo-moderado. Entretanto a menor resistência a oxidação dos revestimentos de *Stellite 6* repercutiu na formação de um filme de óxidos descontínuos que minimizaram o desgaste, pelo efeito lubrificante dos mesmo, em relação ao revestimento de *Stellite 1* que não apresentou sinais de oxidação;
- A 750°C o desgaste dos revestimentos foi determinado pela oxidação permitindo uma equiparação do desempenho dos revestimentos assim como observado para a TA. Nessa condição o contato óxido-óxido foi estabelecido entre o filme sobre o revestimento e o contracorpo (esfera de alumina). Dessa forma o desempenho foi determinado pelas propriedades dos óxidos e as propriedades de dureza e microestrutura dos revestimentos foram pouco relevantes para o desempenho.
- Os triboelementos do contato como os óxidos formados em elevadas temperaturas e o encruamento das partículas nas superfícies, na condição de teste a temperatura ambiente, não permitiu uma correlação direta entre o desgaste dos revestimentos e a razão de propriedades dureza e módulo (E/H), em função da mudança na condição e propriedades mecânicas do contato não exclusivas dos revestimentos;

## REFERÊNCIAS

- AOH, J.; CHEN, J. - **On The Wear Characteristics Of Cobalt-Based Hardfacing Layer After Thermal Fatigue And Oxidation**, Wear 250, p 611-620, 2001.
- ARCHARD, J - **Contact and rubbing of flat surfaces**. J App Phys Vol.24, p. 981–988, 1953.
- ASHBY, M. F. & JONES, D. R.H – **Engenharia de Materiais – Uma Introdução a Propriedades, Aplicação e Projeto**. Vol. I, Ed.Campus, 3ª Ed, 2007
- ASTM G40 - **Standard Terminology Relating to Erosion and Wear**. ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, V03.02,1999.
- ASTM G99-95A - **Standard Test Method For Wear Testing With A Pin-In-Disk Apparatus**. ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, 1995.
- BATCHELOR, W.; GWIDON W.; STACHOWIAK A.- **Corrosive And Oxidative Wear**. Engineering Tribology. Vol. 3, 2ª edição, p.573-593, 2006.
- BAYER,R.G - **Mechanical Wear Fundamentals And Testing**, Marcel Deker, 2ª ed., p.395,2004.
- BIROL, Y. - **Thermal Fatigue Testing Of Inconel 617 And Stellite 6 Alloys As Potential Tooling Materials For Thixoforming Of Steels**. Materials Science and Engineering.Vol.527A, p. 1938–1945, 2010.
- BLAU, PETER - **Elevated-Temperature Tribology Of Metallic Materials**. Tribology International 43, p.1203–1208, 2009.
- BOWDEN, F.P.; TABOR, D. **The Friction And Lubrication Of Solids**; Oxford University Press: Oxford, p.424, 1954.
- BRACARENSE, A. Q. **Soldagem A PAW, Apostila Do Curso De Pós-Graduação Em Engenharia Mecânica** - UFMG, 2000.
- BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. **Soldagem - Processos E Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blucher, 1992.
- CAMPBELL, F.C - **Manufacturing Technology For Aerospace Structural Materials**, p 211-272-Cap6, 2006.
- CROOK, P. **Cobalt and Cobalt alloys**. ASM Handbook, vol. 02: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. 10<sup>a</sup> ed. ASM Metals Park, 1991.
- DAVIS, J.R - **Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys**. ASM International. 379-386p. 1ª ed., 2000

DELORO *Stellite* Company- **Technical Data**. Disponível em: <[http://www.Stellite.co.uk/Portals/0/Completed%20Data%20Sheets/Stellite%201%20DS01-22008%20\(S%20R0808\).pdf](http://www.Stellite.co.uk/Portals/0/Completed%20Data%20Sheets/Stellite%201%20DS01-22008%20(S%20R0808).pdf)>. Acesso em: 08/10/2010.

DELORO *Stellite* Company- **Technical Data**. Disponível em: <<http://www.Stellite.co.uk/Portals/0/Stellite%206%20Final.pdf>>. Acesso em: 08/10/2010.

DELORO *Stellite* Company - **General Guidelines For *Stellite*® Hardfacing Onto Steel Substrates**, p.1-7, 2007

DELORO *Stellite* Company - **Fusion Steel Cladding - Coking Safety and Reliability Seminar**, 2012

DIN 50321 – **Wear Measuring Quantities** – 1979.

FALLAH, VAHID; ALIMARDANI, MASOUD, F. CORBIN, STEPHEN, KHAJEPOUR, AMIR - **Impact Of Localized Surface Preheating On The Microstructure And Crack Formation In Laser Direct Deposition Of *Stellite* 1 On AISI 4340 Steel**. *Applied Surface Science*. Vol. 257, p 1716–1723, 2010.

FARIAS, M. - **Influência da velocidade de deslizamento, da carga normal e da transformação martensítica induzida por deformação plástica na resistência ao desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos**. Tese de doutorado – USP, 2004

FOLTRAN, B. **Comparação Dos Revestimentos De Superligas À Base De Cobalto (Co-Cr- W-C) Depositados Por Eletrodo Revestido, Plasma Por Arco Transferido E Laser**. Dissertação Mestrado — UFPR, 2000.

Frenk, W. Kurz, **Microstructural Effects On The Sliding Wear Resistance Of A Cobalt-Based Alloy**, *Wear* 174, 81-91 (1994).

ZUM, GAHR - **Microstructure And Wear Of Materials**. Elsevier, 1ºed, 1987.

GHOLIPOUR, A., SHAMANIAN, M., ASHRAFIZADEH, F. - **Microstructure and wear behavior of *Stellite* 6 cladding on 17-4 PH stainless steel**. *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 509, p4905–4909, 2011.

GOMES, R.J.N; HENKE, S.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M - **Microstructural Control Of Co-Based PTA Coatings**. *Materials Research*, 2012 (aguardando publicação).

GUPTA, P., MELETIS, E.I., **Tribological Behavior Of Plasma-Enhanced CVD A-C:H Films. Part II: Multinanolayers**. *Tribology Int.*, Vol. 37, p. 1031–1038. 2004.

HIDOUCI, A.; PELLETIER, J.M. ; DUCOIN, F. ; DEZERT , D.; GUERJOUA; R. El - **Microstructural and mechanical characteristics of laser coatings**. *Surface and Coatings Technology*. Vol. 123, p17–23, 2000.

HOU, Q.Y.; GAO, J.S., ZHOU, F. - **Microstructure And Wear Characteristics Of Cobalt-Based Alloy Deposited By Plasma Transferred Arc Weld Surfacing**. Surface & Coatings Technology 194, p.238– 243,2005.

HSU, K.L.; AHN, T.M.; RIGNEY, D.A. - **Friction, wear and microstructure of unlubricated austenitic stainless steels**. Wear 60, p. 13–37, 1980

HUTCHINGS, I.M - **Tribology – Friction And Wear Of Engineering Materials**, 4<sup>a</sup> ed., p.267, 1992.

JESHVAGHANI, R. ARABI; SHAMANIAN,M.; JABERZADEH, M - . **Enhancement Of Wear Resistance Of Ductile Iron Surface Alloyed By Stellite 6** . Materials and Design 32.p 2028–2033, 2011.

JIANG, JIAREN; STOTT, F.H.; STACK, M.M. **Some frictional features associated with the sliding wear of the nickel-base alloy N80A at temperatures to 250 °C**. Wear. Vol. 176, p.185-194, 1994

JIANG, J.; STOTT, F.H.; STACK, M.M. - **A Generic Model For Dry Sliding Wear Of Metals At Elevated Temperatures**. Wear. Vol. 256, p.973–985, 2004.

JOVANOVIĆ, M. T., B. Lukić, Z. Mišković, I. Bobić, I. Cvijović, & B. Dimčić.**Processing And Some Applications Of Nickel, Cobalt And Titaniumbased Alloys**. Metalurgija-Journal of Metallurgy. P. 91-106.2007.

KASHANI, H.; AMADEH, A.; GHASEMI, M - **Room And High Temperature Wear Behaviors Of Nickel Andcobalt Base Weld Overlay Coatings On Hot Forging Dies**. Wear. Vol. 262, p.800–806, 2007.

LARSEN-BASSE,J.; PREMARATNE,B. - **Effect of relative hardness on transitions in abrasive wear mechanisms**. Wear of Materials Conference, 1983, **Processing**, Ludema,K.C.,ed.,ASME,p.161-166, 1983

LEYLAND, A., MATTHEWS, A., **On The Significance Of The H/E Ratio In Wear Control: A Nanocomposite Coating Approach to Optimized Tribological Behaviour**. Wear. Vol. 246, p. 1-11. 2000

LI, CHANGJIU; OHMORI, AKIRA; MCPHERSON, R. - **The Relationship Between Microstructure And Young's Modulus Of Thermally Sprayed Ceramic Coatings** Journal Of Materials Science. Vol 32. p.997-1004, 1997.

LUDEMA, K.C. - **Friction, Wear, Lubrication: a textbook in tribology**.CRC Press, 1996

MARCONI, M. **Il Plasma ad Arco – Il Processi PTA**, PlasmaTeam, 2002.

MARTIN, J. W. - **Concise Encyclopedia Of The Structure Of Materials**, Elsevier Science; 1 edition. P. 512,2006.

MATTHEWS, A., LEYLAND, A., **Developments in PVD tribological coatings**. 5th ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conf. in Europe-Gothenburg, Sweden. Vol.6, p. 7–9.2000..

MATTHEWS, A., LEYLAND, A., **Hard Tribological Coatings: Developments And Applications. In: Total Tribology.**Scherrington, I. et al. (eds), Wiley, West Sussex, UK,p. 39–63. 2002.

MAYRHOFER, P.H., MITTERER, C., MUSIL, J., **Structure-Property Relationships In Single- And Dual-Phase Nanocrystalline Hard Coatings.** Surf. Coat. Technol., 174–175 (2003) 725–731.

METALS HANDBOOK. **Properties And Selection: Irons, Steels, And High-Performance Alloys**, Vol. 1, 10th Edition, ASM International, 1990.

MILLER, B - **Frequently Asked Questions about Hardfacing**, The Fabricator, 2005.

MOERLOOZE, K D, AL-BENDER, F, BRUSSEL, H. VAN - **An Experimental Study Of Ball-On-Flat Wear On A Newly Developed Rotational Tribometer**,Trabalho submetido à revista Wear, 2010.

MUSIL, J., JIROUT, M., **Toughness Of Hard Nanostructured Ceramic Thin Films.** Surface Coating. Technology., 201p. 5148–5152. 2007.

NEALE & GEE - **Guide To Wear Problems And Testing For Industry**, P171,Willian 2ª Edição, 2001.

NI, W., CHENG, Y.T., Lukitsch, M.J., Weiner, A.M., Lev, L.C., Grummon, D.S., **Effects Of The Ratio Of Hardness To Young's Modulus On The Friction And Wear Behaviour Of Bilayer Coatings.** Appl. Phys. Vol. 18, p. 4028–4030.2004

OKTAY, S. T.; SUH, N. P. - **Wear Debris Formation and Agglomeration**, ASME Journal of Tribology, Vol. 114, p. 379-393, 1992

PAUSCHITZ, A.; ROY, M.; FRANEK, F.- **Mechanisms Of Sliding Wear Of Metals And Alloys At Elevated Temperatures.** Tribology International Vol.41, p.584–602 ,2008.

PINTAÚDE, G; FARIAS, M.; KOHNLEIN, M.;TANAKA, D. ;SINATORA, A. – **Desgaste abrasivo de ferramentas de corte utilizadas na indústria madeireira**, 2000. *Disponível em:*

<<http://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=11&cad=rja&ved=0CC0QFjAAOAo&url=http%3A%2F%2Fwww.bsmetalurgica.com.br%2Fws%2Ffiles%2Fdureza-de-corpos-sinterizados.pdf&ei=4YDDUNG2Ooic8QTy44CIDg&usg=AFQjCNGV9Flt0KDXH8eEZxaRM72nkjQQMA>> Acesso em: 05/11/2012

PERSSON, D.H.E, JACOBSON, S., HOGMARK, S. -**The Influence Of Phase Transformations And Oxidation On The Galling Resistance And Low Friction Behaviour Of A Laser Processed Co-Based Alloy.**Wear.Vol. 254, p.1134-1140, 2003.

SO, H.; CHEN, C.T.; CHEN, Y .A. - **Wear Behaviours Of Laser-Clad *Stellite* Alloy 6**. Wear 192, p.78-84, 1996.

SOOM, A. KIM, C. - **Interactions between dynamic normal and frictional forces during unlubricated sliding**, Journal of Lubrication Technology, Transactions of the ASME, Vol.105, New York, p.221-229, 1983

STACHOWIAK, G.W. & BATCHELOR, A.W. - **Corrosive And Oxidative Wear, In: Engineering Tribology**, 3rd ed., Elsevier Butterworth-Heinemann, Amsterdam, p. 649–651 (Cap 13), 2005.

STOTT, F.H. – **The Role of Oxidation in the Wear of Alloys**, Tribology International. Vol. 31, p.61-71, 1998

TAKEYAMA, R.R. - **Caracterização De Revestimentos De Ligas À Base De Co Modificadas Pela Adição De Carbetos De Tungstênio**, Tese de doutorado, UFPR. 2005.

TIGRINHO, J. J. - **Superfícies Enriquecidas Por Carbetos De Tungstênio Depositados A Plasma Por Arco Transferido**, Tese de mestrado, UFPR. 2005.

TOCALLO, M. **Plasma Transferred Arc, Applications to extend part life**, 1996.

TOMPSOM, M. A.; STOBO,J.J. – **Wear of unlubricated sliding metal surfaces**. Journal of the Australian Institute. Vol. 19, p.214-228, 1973

TOTTEN, G. & LIANG, H., - **Surface Modification And Mechanisms: Friction, Stress, And Reaction Engineering**, Marcel Dekker, 1ª ed, p.922,2004.

TSUI, T.Y., PHARR, G.M., OLIVER, W.C., BHATIA, C.S., WHITE, R.L., ANDERS, S., ANDERS, A., BROWN, I.G.,**Nanoindentation And Nanoscratching Of Hard Carbon Coatings For Magnetic Disks**. Mat. Res. Soc. Symp.Proc., 38,Vol. 383, p. 39–63.1995.

WILSON, J.E.; STOTT, F.H; WOOD, G.C. - **The Development Of Wear Protective Oxides And Their Influence On Sliding Friction**, Proc. Roy. Soc., London, Series A, Vol. 369, p.557-574, 1980.

YAEDU, A. E. **Influência do Substrato na Deposição de *Stellite* 1 com Plasma de Arco Transferido**. Dissertação Mestrado — UFPR, 2003.

YAEDU, A. E.; DA SILVA, P.S.C.P. , D'OLIVEIRA, A.S.C.M. - **Influence Of Dilution On Microstructure And Mechanical Properties Of A Cobalt-Based Alloy Deposited By Plasma Transferred Arc Welding**. Internatinal Conference On Advanced Materials, Their Processes And Applications. Materials weel, 2002.

ZHONG, MINLIN , LIU, WENJIN; YAO, KEFU; GOUSSAIN, JEAN-CLAUDE; MAYER, CÉCILE; BECKER, AHIM - **Microstructural evolution in high power laser cladding of Stellite 6 WC Layers**. Surface and Coatings Technology. Vol. 157, p128-137, 2002.